

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

AVALIAÇÃO METALÚRGICA E MECÂNICA DE AÇOS CEMENTADOS E  
TEMPERADOS DE FORMA CONVENCIONAL E INTENSIVA

Tiago Giordani

Dissertação para obtenção do Título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre

2012

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

AVALIAÇÃO METALÚRGICA E MECÂNICA DE AÇOS CEMENTADOS E  
TEMPERADOS DE FORMA CONVENCIONAL E INTENSIVA

TIAGO GIORDANI  
Engenheiro de Materiais

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre

2012

II

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski

Banca Examinadora:

Prof. Dr. André Ronaldo Froehlich, UNISINOS

Prof. Dr. Fabiano Dornelles Ramos, IFRS

Dr. Márcio Levi Kramer de Macedo, UFRGS

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Coordenador do PPGE3M

*Dedicado a Euc, Milede e Gustavo*

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço primeiramente a Deus por ter feito com que eu conseguisse finalizar mais uma etapa dentro deste enorme projeto que é a vida.

À minha família que é fonte de inspiração para seguir adiante com os estudos. Enuç, Milede e Gustavo, vocês são pessoas extremamente especiais para mim. Agradecer à minha namorada, Fernanda, pelo suporte tanto afetivo quanto profissional, pois é uma pessoa competente na área acadêmica.

Ao meu orientador Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski, pelo apoio na área acadêmica, pelas discussões e também pelos ensinamentos de vida.

Aos professores Afonso Reguly e Thomas Clarke pela ajuda e também pelas palavras na área da Metalurgia. Ao colega Andre Froehlich pela revisão e apoio no trabalho.

Ao professor Telmo Roberto Strohaecker pelo incentivo desde a graduação e pela oportunidade de fazer parte da família do Lamef.

A todos os colegas do Grupo de Análise de Falhas do Lamef: Antônio Stadtlander, Márcio “Surfi” Macedo, Marcelo Sartori, Pedro Cunha, Gabriel Cogo, Marcelo Macedo e Cleber Lessa. Ao pessoal do BioEng, Cassio Gehlen, Vinícius Ferrari e Cinthia Zimmer. Aos demais bolsistas do GAF: Letícia, Nicole, Márcio, Anderson, Douglas e todos os demais. Aos colegas Leandro Costa, Jefferson Haag e Cláudio Javier Almiron do Grupo de Ensaios Mecânicos pela realização os ensaios de fadiga.

Aos pesquisadores americanos Michael Aronov, Nikolai Kobasko e George Totten pela oportunidade de realizar um trabalho com uma técnica de tratamento térmico que é inovadora. Ao Jorge Braz, engenheiro da Forjas Taurus, pelo tratamento de cementação nas amostras e pelas discussões envolvendo o presente trabalho.

A todos os meus verdadeiros amigos, que eu carrego com tanto carinho no coração.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	VIII
LISTA DE TABELAS.....	XIV
LISTA DE EQUAÇÕES .....	XV
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS .....	XVII
RESUMO.....	XIX
ABSTRACT .....	XX
1 INTRODUÇÃO .....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 Cementação.....	3
2.1.1 Introdução .....	3
2.1.2 Processos de Cementação .....	4
2.1.3 Mecanismo de Cementação a Gás .....	4
2.1.4 Absorção de Carbono Durante a Cementação a Gás .....	5
2.1.5 Transferência de Massa na Cementação .....	7
2.1.6 Microestrutura e Propriedades .....	10
2.2 Tratamentos Térmicos .....	22
2.2.1 Têmpera Convencional .....	22
2.2.2 Reaquecimento.....	23
2.2.3 Revenido .....	24
2.2.4 Têmpera Intensiva.....	25
2.2.5 Mecanismo de Formação de Tensões Compressivas Máximas.....	32
2.2.6 Tipos de Têmpera Intensiva.....	35
2.2.7 Têmpera Intensiva em Aços Cementados.....	39
2.3 Fadiga.....	41

2.3.1	Introdução e Definições .....	41
2.3.2	Fadiga em Aços Cementados .....	42
2.3.3	Fratura em Aços Cementados .....	47
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....	50
3.1	Materiais Utilizados .....	50
3.2	Objetivos .....	50
3.3	Metodologia .....	51
3.4	Tratamentos Termoquímicos e Térmicos .....	51
3.5	Ensaio Realizados .....	52
3.5.1	Análise Metalográfica .....	52
3.5.2	Perfil de Microdureza.....	53
3.5.3	Ensaio de Tração .....	53
3.5.4	Ensaio de Fadiga.....	53
3.5.5	Fractografia .....	54
3.6	Fluxograma do Procedimento Experimental .....	54
3.7	Caracterização dos Materiais .....	55
3.7.1	Análise Química.....	55
3.7.2	Análise Metalográfica nos Materiais de Base .....	56
3.7.3	Análise de Inclusões.....	57
3.7.4	Ensaio de Microdureza Vickers .....	58
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	59
4.1	Metalografia.....	59
4.2	Perfil de Microdureza .....	65
4.3	Ensaio de Tração.....	67
4.4	Ensaio de Fadiga .....	69
4.5	Fractografia.....	71
4.6	Síntese dos Resultados.....	77
5	CONCLUSÕES.....	79
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	80
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	81

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Variação dos conteúdos de monóxido e dióxido de carbono em função da temperatura para uma atmosfera cementante em equilíbrio com um aço ao carbono austenitizado (1). .....	6
Figura 2.2 – Transferência de massa durante o processo de cementação (17). .....	8
Figura 2.3 - Fluxo de carbono em função do tempo de cementação a 930oC em atmosfera de 20%CO/40%H2 com potencial de carbono de 0,8%C (17). .....	9
Figura 2.4 – Variação do fator de profundidade com a temperatura de cementação para aço de baixo carbono (1). .....	10
Figura 2.5 – Potencial de oxidação e redução dos elementos metálicos (19, 22, 27). .....	12
Figura 2.6 – Profundidade de oxidação em função do tempo de cementação para as temperaturas de 850oC e 1000oC (22). .....	13
Figura 2.7 – Limites de fadiga de amostras após cementação a gás e a plasma como função do tamanho de grão (28). .....	16
Figura 2.8 – Evolução das tensões residuais no resfriamento de aços cementados (10, 37). .....	18
Figura 2.9 – Curvas de fadiga de amostras cementadas e flexionadas com 0,6 mm de profundidade de camada. Aço: 14NiCr18 (46). .....	21
Figura 2.10 – Tenacidade ao impacto como função da temperatura de revenido, em graus Fahrenheit (10). .....	24



Figura 2.11 – Curva de dureza em função da temperatura de revenido para diferentes quantidades de carbono na camada cementada (10).....	25
Figura 2.12 – Relação entre probabilidade de trincamento e taxa de resfriamento (2, 3, 6, 48, 49, 51-57). .....	26
Figura 2.13 – Melhoramento das propriedades do componente em função taxa de resfriamento durante têmpera (59).....	27
Figura 2.14 – Distribuição de temperaturas transientes para diferentes números de Biot em uma parede plana simetricamente resfriada por convecção (61).....	29
Figura 2.15 – Tensões residuais na superfície de uma amostra cilíndrica sólida em função do número de Biot generalizado (50, 54, 60). .....	30
Figura 2.16 – Transformação da austenita em martensita na camada comprimida na superfície (55, 56, 62). .....	32
Figura 2.17 – Formação de martensita durante a têmpera. Têmpera convencional (a). Têmpera intensiva (b) (2, 6, 48, 49, 51, 53). .....	33
Figura 2.18 – Condições de tensão superficial durante a têmpera intensiva (2, 6, 51, 53). .....	33
Figura 2.19 – Equipamento de têmpera intensiva (63).....	38
Figura 2.20 – Simulação de têmpera intensiva em função do tempo de uma pista de mancal de rolamento de aço AISI 52100 (4, 5, 52, 54). .....	39
Figura 2.21 – Perfil de microdureza em amostras de aço AISI 1018 temperados tanto convencionalmente como intensivamente (49). .....	40
Figura 2.22 – Perfil de microdureza em amostras de aço AISI 8620 temperados tanto convencionalmente como intensivamente (49). .....	40
Figura 2.23 – Perfil de microdureza em amostras de aço AISI 1018 e AISI 8620 temperados intensivamente (49). .....	41
Figura 2.24 – Superfície de falha por fadiga típica (66).....	42

Figura 2.25 – Efeito da profundidade relativa de camada e área frente à resistência mecânica em aço AISI 8620 (71). .....	43
Figura 2.26 – Limite de fadiga em função da profundidade de camada cementada (72).....	44
Figura 2.27 – Ensaio de fadiga para amostras de aços AISI 4076, AISI 4027 e amostras cementadas de AISI 4027 (73, 74). .....	45
Figura 2.28 – Amplitude de deformação em função das reversões até a falha para um aço AISI 8620 relativo ao material de camada (73). .....	46
Figura 2.29 – Amplitude de deformação em função das reversões até a falha para um aço AISI 8620 relativo ao material de núcleo (73).....	47
Figura 2.30 – Amplitude de deformação em função das reversões até a falha para um aço AISI 8620 relativo ao material cementado (73). .....	47
Figura 3.1– Perfil dos corpos de prova. Dimensões em milímetro. ....	51
Figura 3.2 – Fluxograma do procedimento experimental.....	54
Figura 3.3– Gráfico do produto de solubilidade entre alumínio e nitrogênio na qualidade AISI 1020 para diferentes composições e temperaturas. ....	56
Figura 3.4– Gráfico do produto de solubilidade entre alumínio e nitrogênio na qualidade AISI 8620 para diferentes composições e temperaturas. ....	56
Figura 3.5- À esquerda, microestrutura de material como recebido para a qualidade AISI 1020. À direita, microestrutura referente ao material como recebido da qualidade AISI 8620. ....	57
Figura 3.6 – À esquerda, microestrutura mostrando os grãos austeníticos prévios de material como recebido para a qualidade AISI 1020. À direita, microestrutura do material como recebido da qualidade AISI 8620. ....	57

Figura 3.7– À esquerda, óxidos globulares presentes em amostra da qualidade AISI 1020 (tipo D, série fina, severidade 0,5). À direita, sulfetos de manganês presentes em amostra da qualidade AISI 8620 (tipo A, série fina. Severidade 1,0).....	58
Figura 4.1 – Panorama microestrutural de amostra em aço AISI 1020 cementado e temperado intensivamente. ....	59
Figura 4.2 – Panorama microestrutural de amostra em aço AISI 8620 cementado e temperado convencionalmente. ....	60
Figura 4.3 – Panorama microestrutural de amostra em aço AISI 1020 cementado e temperado convencionalmente. ....	60
Figura 4.4 – Micrografia em MO da camada cementada em amostra de aço AISI 1020 temperada de forma intensiva. ....	61
Figura 4.5 – Micrografia em MO do núcleo em amostra de aço AISI 1020 temperada de forma intensiva.....	61
Figura 4.6 – Micrografia em MO da camada cementada da amostra de aço AISI 1020 temperada convencionalmente. ....	62
Figura 4.7 – Micrografia em MO do núcleo da amostra de aço AISI 1020 temperada convencionalmente. ....	62
Figura 4.8 – Micrografia em MO da camada cementada em amostra de aço AISI 8620 temperada de forma convencional. ....	63
Figura 4.9 – Micrografia em MO do núcleo em amostra de aço AISI 8620 temperada de forma convencional. ....	63
Figura 4.10 – Micrografia em MO mostrando grãos austeníticos prévios. À esquerda, aço AISI 1020 temperado de forma intensiva e à direita, aço AISI 1020 temperado de forma convencional. ....	65

Figura 4.11 – Micrografia em MO mostrando grãos austeníticos prévios de aço AISI 8620 temperado de forma convencional.....	65
Figura 4.12 – Perfis de microdureza para amostras em aço AISI 8620 com têmpera convencional (△) e em aço AISI 1020 com têmpera intensiva (■).....	66
Figura 4.13 – Perfis de microdureza para amostras em aço AISI 1020 com têmpera convencional (■) e em aço AISI 1020 com têmpera intensiva (□). ....	67
Figura 4.14 – Ensaio de tração para aço AISI 8620 temperado convencionalmente (△) e aço AISI 1020 temperado intesivamente (■). ....	68
Figura 4.15 – Ensaio de tração para AISI 1020 temperado convencionalmente (■) e AISI 1020 temperado intensivamente (□).....	69
Figura 4.16 – Ensaio de fadiga para os aços AISI 1020 (■) e AISI 8620 (△).....	71
Figura 4.17– Macrografia da fratura na amostra 10 em aço AISI 8620.....	72
Figura 4.18 – Macrografia da fratura na amostra 5 em aço AISI 8620.....	72
Figura 4.19 – Macrografia da fratura na amostra 2 em aço AISI 8620.....	73
Figura 4.20 – Fractografia em MEV mostrando origem subsuperficial da falha na amostra 2 em aço AISI 8620.....	73
Figura 4.21 – Fractografias em MEV mostrando superfícies de fratura das amostras em aço AISI 8620. À esquerda (a), misto de micromecanismo com facetas de clivagem ou quase clivagem na região de camada cementada. À direita (b), coalescência de microcavidades no núcleo da amostra. ....	74
Figura 4.22 – Macrografia da superfície de fratura típica de um aço AISI 1020 (amostra 3) cementado e temperado intensivamente.....	74
Figura 4.23 – Macrografia apontando a origem subsuperficial referente ao aço AISI 1020, amostra 2. ....	75
Figura 4.24 – Fractografia em MEV da amostra 2, aço AISI 1020.....	75

Figura 4.25 – Fractografia em MEV da camada cementada do aço AISI 1020 da amostra 10, mostrando micromecanismo de fratura intergranular.....	76
Figura 4.26 – Fractografia em MEV da região de núcleo do aço AISI 1020 da amostra 2, mostrando os micromecanismos mistos de quase-clivagem e coalescência de microcavidades.....	76

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1– Análise química das amostras: AISI 1020 e AISI 8620. ....	55
Tabela 3.2 – Tabela mostrando os valores encontrados de tamanho de grão.....	57
Tabela 3.3 – Quadro relativo à avaliação de inclusões nas amostras de cada qualidade de aço. .....	58
Tabela 3.4 – Valores dos ensaios individuais de microdureza nos dois materiais bases, além de média e incerteza de medição. ....	58
Tabela 4.1 – Tamanhos de grão austeníticos prévios referentes às amostras de AISI 1020 temperados convencional e intensivamente e AISI 8620 temperados convencionalmente. .....	64
Tabela 4.2– Valores de tensão de escoamento, tensão de ruptura e alongamento para amostras de aço AISI 8620 com têmpera convencional e AISI 1020 com têmpera intensiva. ....	68
Tabela 4.3– Valores de tensão de escoamento, tensão de ruptura e alongamento para amostras de aço AISI 1020 com têmpera convencional e AISI 1020 com têmpera intensiva. ....	69
Tabela 4.4 – Dados referentes aos ensaios de fadiga para o aço AISI 8620 cementado e temperado convencionalmente. ....	70
Tabela 4.5 – Dados referentes aos ensaios de fadiga para o aço AISI 1020 cementado e temperado intensivamente. ....	70

## LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 2.1 – Formação de carbono nascente e dióxido de carbono pela dissociação do monóxido de carbono .....	5
Equação 2.2 – Formação de carbono nascente e hidrogênio através da dissociação do metano ..	5
Equação 2.3 – Formação de água e carbono nascente pela reação entre monóxido de carbono e hidrogênio .....	5
Equação 2.4 – Formação de monóxido de carbono e hidrogênio pela reação entre metano e dióxido de carbono .....	7
Equação 2.5 – Formação de monóxido de carbono e hidrogênio pela reação entre metano e água .....	7
Equação 2.6 – Formação de dióxido de carbono e hidrogênio pela reação entre monóxido de carbono e água .....	7
Equação 2.7 – Força motriz para transferência de carbono através da diferença das atividades .....	7
Equação 2.8 – Força motriz para transferência de carbono através da diferença das composições .....	7
Equação 2.9 – Igualdade entre força motriz para transporte de carbono e primeira lei de Fick ..	8

Equação 2.10 – Igualdade entre força motriz para transporte de carbono e primeira lei de Fick .....	8
Equação 2.11 – Profundidade da camada cementada.....	9
Equação 2.12 – Temperatura de início de formação da martensita.....	19
Equação 2.13 – Volume de austenita retida .....	20
Equação 2.14 – Número de Biot.....	29
Equação 2.15 – Número de Biot generalizado .....	30
Equação 2.16 – Número de Kondratyev .....	31
Equação 2.17 – Critério de não-uniformidade de campo através da diferença de temperatura .....	31
Equação 2.18 – Critério de não-uniformidade de campo através do número de Biot generalizado .....	31



## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AISI	American Iron and Steel Institute
A.C.	Antes de Cristo
°C	Temperatura em graus Celsius
°F	Temperatura em graus Fahrenheit
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
$a_c^G$	Atividade de carbono do gás
$a_c^S$	Atividade de carbono na superfície de metal
$c_c^G$	Concentração por unidade de volume de carbono no gás
$c_c^S$	Concentração por unidade de volume de carbono na superfície de metal
k ou k'	Constantes de reação
dm/dt	Taxa de transferência de massa relativo a um intervalo de tempo
D	Coefficiente de difusão
dC/dx	Gradiente de concentração da substância difundida
$\Phi$	Fator de proporcionalidade na cementação que depende da temperatura
t	Tempo
d	Profundidade de camada cementada total
MPa	Tensão em megaPascals
$A_{c_{cm}}$	Temperatura inicial da transformação de austenita para uma mistura de austenita e cementita
$A_{c_1}$	Temperatura final de transformação da austenita
$M_s$	Temperatura de início de transformação martensítica
$M_f$	Temperatura de término da transformação martensítica
$V_\gamma$	Montante de austenita não-transformada
$T_q$	Temperatura de resfriamento na têmpera

AR	Austenita retida
TA	Temperatura de austenitização
Ac <sub>3</sub>	Temperatura inicial da transformação de austenita para uma mistura de austenita e ferrita
°C/s	Taxa de transferência de calor
AISI	American Iron and Steel Institute
Bi	Número adimensional de Biot
$\alpha$	Coefficiente de transferência de calor
$\lambda$	Condutividade térmica do metal
Q	Raio de cilindro ou meia espessura de uma placa
T	Temperatura
L	Característica de tamanho
S	Área superficial da peça
V	Volume da peça
K	Coefficiente de forma
K <sub>n</sub>	Número de Kondratyev
$\Psi$	Critério de não-uniformidade de campo
Bi <sub>v</sub>	Número de Biot generalizado
T <sub>sf</sub>	Temperatura média da superfície do componente sendo temperado
T <sub>m</sub>	Temperatura do meio refrigerante
T <sub>v</sub>	Temperatura do meio refrigerado
IQ – 1, 2 e 3	Diferentes métodos de têmpera intensiva
mm	Milímetros
MO	Microscópio ótico
MEV	Microscópio eletrônico de varredura

## RESUMO

Os aços tratados através de cementação, têmpera e revenido são amplamente utilizados em componentes que necessitam ter dureza e resistência mecânica em conjunto com uma boa tenacidade no núcleo. A têmpera intensiva é um método que apresenta vantagens, tais como possibilidade de evitar trincas devido ao resfriamento extremo, aumento na resistência mecânica e desempenho superior na fadiga.

Uma vez que a taxa de resfriamento é muito alta, pode-se utilizar aço de baixo carbono ao invés de aços ligados. O presente trabalho tem por objetivo comparar amostras de aço cementadas que foram temperadas posteriormente: amostras de aço AISI 1020 cementadas e temperadas intensivamente foram comparadas com amostras de aço AISI 8620 cementadas e temperadas via convencional. Ainda, amostras do mesmo aço AISI 1020 cementado com tratamentos distintos de têmpera intensiva e convencional foram comparadas.

Os resultados mostram que quando a mesma qualidade de aço AISI 1020 foi comparada, a têmpera intensiva obteve desempenho superior em propriedades mecânicas e metalúrgicas. Ao comparar as ligas de aços AISI 1020 e AISI 8620, foi observado que o aço AISI 1020 cementado e intensivamente temperado possui tamanho de grão três vezes maior do que amostras aço de AISI 8620 cementado e temperado via convencional. Portanto os benefícios da têmpera intensiva foram encobertos por causa desse fato.

## **ABSTRACT**

Steels treated through carburizing, quenching and tempering are broadly used in components that need to have hardness and superficial mechanical resistance together with a good toughness at the core of the component. Intensive quenching is a method that presents some advantages, such as the possibility of avoiding cracking due to extreme cooling, the increase in mechanical resistance and improvement in fatigue performance, among others.

Once the cooling rate is very high, it can be used low carbon steels instead of low alloy steel. The present work aims to compare carburized steel samples that were quenched afterwards: carburized and intensively quenched AISI 1020 steel samples were compared to carburized and conventionally quenched AISI 8620 steel samples. Additionally, samples of the same steel AISI 1020 were treated with different quenching process, conventional and intensive in order to make comparisons.

Results showed that when the same carburized AISI 1020 steel quality was compared, intensive quenching was superior in performance in mechanical and metallurgical properties. When comparing different alloys it was found that samples of intensively quenched AISI 1020 steel presented grain sizes which are three times bigger than the ones conventionally quenched AISI 8620 steel. Therefore the benefits of intensive quenching are overcome by this fact.

# 1 INTRODUÇÃO

Tratamentos térmicos e termoquímicos têm uma importância vital na Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Tratamentos de cementação e posterior têmpera são utilizados amplamente para obter componentes apresentando dureza e resistência mecânica superficial aliada a uma boa tenacidade no núcleo do componente.

Um tratamento de têmpera não muito difundido é a têmpera intensiva. Nikolai Kobasko publicou uma série de artigos a partir de 1964 nos quais postula que a partir de uma dada taxa de resfriamento há o decréscimo na probabilidade de ocorrer trincamento (2-4). A têmpera intensiva vem se apresentando como uma novidade tecnológica e capaz de proporcionar vários benefícios metalúrgicos nos componentes por ela tratados. Dentre esses benefícios pode-se citar: aumento da dureza da superfície e do núcleo, microestrutura aperfeiçoada, melhora na resistência a fadiga, menor probabilidade de trincamento e distorções e uso de refrigerante ambientalmente correto.

A têmpera intensiva, em seu método mais otimizado, conhecido como IQ-3, apresenta em seu resfriamento apenas convecção, sendo eliminadas etapas anteriores de resfriamento, conhecidas como ebulição de filme e ebulição nucleada. Portanto, a transferência de calor é limitada pela condutividade térmica do material. Outra definição de têmpera intensiva é ser um processo de têmpera que produz a máxima tensão residual compressiva na superfície de um material ou de um componente (2-4).

O termo “têmpera intensiva” não significa apenas uma têmpera rápida, pois existem outros critérios que devem ser avaliados antes de classificá-la como intensiva. Dentre esses critérios é possível citar: (a) as condições na têmpera que fornecem tensões residuais compressivas máximas; (b) a taxa de agitação do banho deve ser suficiente para promover uma severidade na têmpera de Grossman maior que 6,0; (c) o critério de número de Biot para tensões compressivas máximas é de  $Bi \rightarrow \infty$ ; e (d) para tensões residuais

compressivas ocorrerem na parte a ser temperada, é necessário atingir a condição de:  $0,8 < Kn < 1,0$  (onde  $Kn$  é o número de Kondratyev) (4-6).

O presente trabalho tem como objetivo avaliar as propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço AISI 1020, cementado por 6 horas e tratado com têmpera intensiva, e compará-lo com o aço AISI 8620, de custo mais elevado, também cementado por 6 horas e tratado com têmpera convencional. Adicionalmente, o aço AISI 1020 foi cementado e temperado de forma convencional a fim de se comparar com o aço AISI 1020 cementado e temperado de forma intensiva. Estas avaliações foram centradas em ensaios metalúrgicos como avaliação microestrutural, avaliação de tamanho de grão austenítico via metalografia, além de microscopia eletrônica de varredura (MEV), e em ensaios mecânicos, como ensaios de tração, perfis de microdureza e ensaios de fadiga para determinar as curvas de Wöhler para as diferentes condições.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 *Cementação*

#### 2.1.1 **Introdução**

A cementação é um tratamento termoquímico utilizado em aços de baixo carbono, que tem como objetivo aumentar a quantidade desse elemento através da exposição a um ambiente apropriado com determinado potencial de carbono, ocasionando sua absorção na superfície do metal. Esse fenômeno ocorre por difusão, sendo criado um gradiente de concentração de carbono entre a superfície e o interior do componente, em uma dada temperatura, no campo de fase austenítico. Assim, o tratamento é finalizado pelo endurecimento realizado através do tratamento térmico de têmpera, o qual forma martensita de alto carbono na camada cementada (1).

Historicamente, é apontado que o aço cementado foi um dos primeiros “compósitos” usados em ferramentas, mesmo nos tempos pré-históricos. É difícil saber precisamente quando foi o início do tratamento de cementação. Com base nas descobertas arqueológicas realizadas, é possível identificar o Oriente Médio como o lugar de nascimento de tal prática. As descobertas mais antigas são datadas do século XII A.C. Exemplo encontrado é uma picareta descoberta durante escavações nas montanhas Adir na Palestina. Além disso, várias lâminas foram encontradas em Chipre (datando do século XI e X A.C.), provando que a cementação era intencional, sendo realizada conscientemente pelos artesões. Pigott cita que artefatos cementados e endurecidos (normalmente facas) foram encontrados na Europa central, datando por volta de 300 A.C. (7-9).

A cementação tem como objetivo proporcionar dureza e resistência mecânica superficial aliada a uma boa tenacidade no núcleo do componente. Adicionalmente, consegue-se produzir tensões residuais compressivas na superfície, o que normalmente eleva a vida em fadiga. O processo de cementação compreende em se utilizar uma

quantidade máxima de carbono dentro da faixa de 0,8% e 1% e uma temperatura entre 850 e 950°C. Em alguns casos, temperaturas mais elevadas são utilizadas para reduzir tempos de ciclo e/ou produzir profundidades de camadas maiores. Assim, nesse tratamento termoquímico, dois importantes processos influenciam a introdução de carbono na austenita durante a cementação, determinando assim a taxa de cementação. Estes são a absorção do carbono na superfície e a difusão de carbono no interior do aço (1, 10).

As principais aplicações deste processo ocorrem em componentes que suportam esforços de tração, flexão ou torção, que muitas vezes variam no tempo, o que exige, portanto, resistência à fadiga. Adicionalmente, certa resistência ao impacto, bem como ao desgaste, são requisitos normalmente especificados. Como exemplo, é possível citar as pistas de rolamento, engrenagens, eixos roscados, sem-fins, mancais, pinos de pistões, eixos de comando de válvulas, entre outros (11, 12). Para tal, foram desenvolvidos diversos processos de cementação os quais são aplicados conforme necessidade particular.

### **2.1.2 Processos de Cementação**

Existem diversos métodos para a realização da cementação: sólida ou em caixa, líquida, plasma e a vácuo, dentre outras maneiras menos conhecidas. Estas, juntamente com a cementação a gás que será abordada no presente texto, podem ser estudadas com detalhamento em literatura mais específica (1, 12, 13).

O processo de cementação a gás é o mais utilizado e difundido no meio tecnológico. Os componentes expostos a atmosferas ricas em carbono, o qual provém de compostos variados, são cementados em temperaturas acima de 850°C. Modernamente, controla-se a atmosfera dos fornos para que a concentração final de carbono na superfície esteja abaixo do limite de solubilidade da austenita e, dessa forma, não ocorra formação de fuligem na superfície da peça que está sendo cementada (1, 12). Tendo em vista a relevância desse processo para esse trabalho, será exposto a seguir, de forma mais detalhada, as características e particularidades desse método.

### **2.1.3 Mecanismo de Cementação a Gás**

No processo de cementação a gás, carbono livre é absorvido na camada superficial de uma parte metálica que apresenta relativamente baixo conteúdo de carbono. O carbono livre é derivado de substâncias gasosas, em contato íntimo com a superfície metálica, por meio de reações químicas que não envolvem diretamente o metal, mas que podem ser catalisadas pela presença deste. A absorção de carbono dentro da camada superficial faz



com que ocorra um gradiente de concentração, sendo que átomos de carbono difundem além da superfície.

A camada superficial do metal pode receber certo conteúdo de carbono que é definido pelo potencial de carbono da atmosfera e pela temperatura de cementação, mas não pode exceder o limite de solubilidade de carbono no metal. Carbono é adicionado rapidamente no princípio, quando há uma grande diferença entre o potencial de carbono da atmosfera e o conteúdo de carbono na superfície do metal. Enquanto a porcentagem de carbono na camada superficial aumenta, a taxa de absorção do carbono adicional diminui.

No início da cementação, o gradiente de carbono que se forma é ainda pequeno para criar força motriz suficiente que garanta um elevado fluxo de átomos da superfície para o interior do componente a ser tratado. Com o decorrer do processo, aumenta a concentração de carbono na superfície, acentuando a difusão de carbono. Em ciclos relativamente curtos de cementação, as reações de absorção de carbono, frequentemente, não acompanham as taxas de difusão do carbono no aço, sendo a absorção um fator controlador nos processos de cementação (1, 14).

#### **2.1.4 Absorção de Carbono Durante a Cementação a Gás**

Na cementação a gás, a atmosfera é constituída de uma mistura gasosa de agentes cementantes e descarbonetantes enquanto que o metal, em temperaturas da ordem de 850°C ou superior, é uma solução sólida de austenita (1, 15).

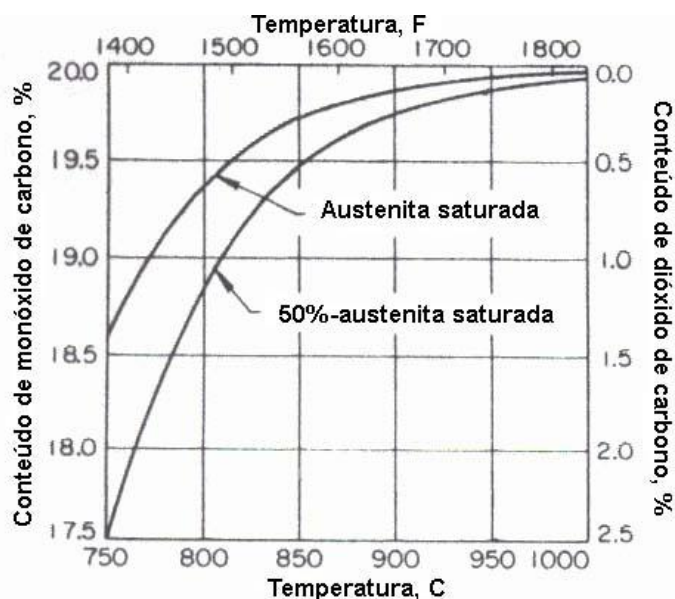
Em um processo de cementação a gás, é estimado que cerca de 180 reações químicas ocorram simultaneamente na atmosfera de cementação, dentre as quais, apenas três são importantes e determinam a taxa de transferência de carbono da atmosfera cementante para a superfície do aço (1, 15-17). Essas três reações podem ser vistas abaixo, sendo as Equações 2.1, 2.2 e 2.3.



Através de dados oriundos de uma simples cementação gasosa, pode-se inferir que a combinação de CO com H<sub>2</sub> formando C nascente e H<sub>2</sub>O é a reação mais rápida e, portanto, determinante da taxa de cementação. A reação de cementação mais vagarosa é a reação do metano (Equação 2.2), cuja taxa é somente 1% da taxa de cementação da reação

da Equação 2.3. De modo a permitir que o processo de cementação a gás seja contínuo, a atmosfera do forno deve conter quantidades apreciáveis de CO e H<sub>2</sub> (16, 17).

As Equações 2.1 e 2.3 mostram as reações de produção de dióxido de carbono e água, respectivamente, ambos agentes descarbonetantes, os quais devem ser retirados da atmosfera para que o processo de cementação possa ocorrer normalmente. Na Figura 2.1 são apresentadas as porcentagens de equilíbrio de monóxido de carbono e dióxido de carbono para concentrações superficiais de saturação total e meio valor de saturação da austenita, para uma diluição gasosa no qual o volume desses dois gases é igual a 20% do volume total. Através desse gráfico pode-se inferir que o monóxido de carbono é muito estável, além de apresentar uma maior estabilidade com o aumento da temperatura e do grau de saturação da austenita. Contudo, a presença de dióxido de carbono, mesmo em pequenas quantidades, requer uma alta porcentagem de CO para balancear a ação de descarbonetação do CO<sub>2</sub>. O vapor d'água também dispõe de um efeito importante de descarbonetação, sendo que uma situação similar se aplica para o balanço químico entre hidrogênio e o vapor d'água (1).



**Figura 2.1 – Variação dos conteúdos de monóxido e dióxido de carbono em função da temperatura para uma atmosfera cementante em equilíbrio com um aço ao carbono austenitizado (1).**

Assim, para evitar o efeito descarbonetante, tanto do dióxido de carbono quanto do vapor d'água, um gás hidrocarboneto, normalmente metano, é adicionado. Este reage conforme as seguintes reações, demonstradas através das Equações 2.4 e 2.5.





Embora as reações acima, sejam lentas e não alcancem o equilíbrio, o monóxido de carbono formado participa da reação de cementação. Portanto, o metano é fonte final de carbono para a cementação e o monóxido de carbono é o agente de transferência para o metal.

As razões entre monóxido de carbono/dióxido de carbono e entre hidrogênio/água controlam o potencial de cementação. Essas razões são afetadas pela reação dada a seguir, Equação 2.6.



### 2.1.5 Transferência de Massa na Cementação

O mecanismo de transferência durante cementação a gás é um fenômeno complexo o qual envolve três estágios distintos: a) transporte de carbono a partir da atmosfera para a superfície do aço; b) reações químicas superficiais, e; c) difusão dos átomos de carbono absorvidos em direção ao núcleo do componente. A transferência total de carbono, a partir da atmosfera do aço, é então determinada por um processo limitante, o qual se torna cineticamente o estágio controlador da taxa de cementação (15).

Quando a atividade do carbono do gás ( $a_c^G$ ) é maior que na superfície do metal ( $a_c^S$ ), há uma força motriz para a transferência de carbono (15). Esta força motriz é expressa pelas Equações 2.7 e 2.8 a seguir:

$$\frac{dm}{dt} = k.(a_c^G - a_c^S) \quad \text{Equação 2.7}$$

$$\frac{dm}{dt} = k'.(c_c^G - c_c^S) \quad \text{Equação 2.8}$$

onde  $m$  é massa,  $t$  é tempo,  $dm/dt$  expressa o fluxo de carbono em unidades de  $\text{kg}/\text{cm}^2.\text{s}$  e  $k$  ou  $k'$  é a constante de reação dependente da composição e da temperatura.

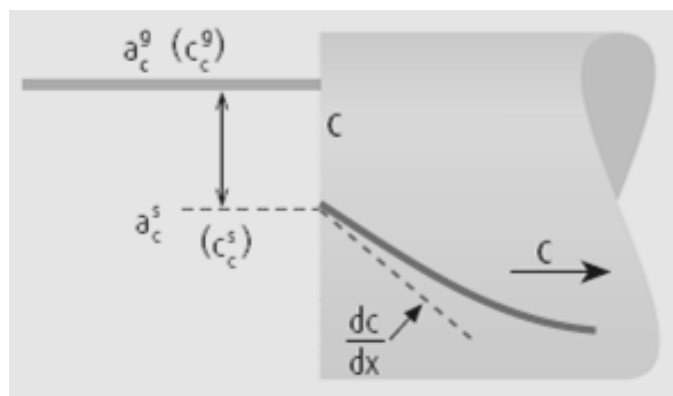
O transporte de carbono da camada superficial para o interior do componente é realizado por difusão. A difusão segue a primeira lei de Fick, como segue a Equação 2.9,

$$\frac{dm}{dt} = -D.\frac{dC}{dx} \quad \text{Equação 2.9}$$

onde  $D$  é o coeficiente de difusão e  $dC/dx$  é o gradiente de concentração da substância difundida. O transporte de carbono na austenita depende do coeficiente de difusão e este, por sua vez, é função da temperatura e da concentração de carbono.

Ao aplicar o balanço de massa, como visto na Figura 2.2, entre o fluxo de carbono transferido do gás para a superfície metálica e entre a difusão da superfície para o interior do metal, a seguinte condição de contorno se aplica à superfície de metal, Equação 2.10.

$$k' \cdot (c_c^G - c_c^S) = -D \cdot \frac{dC}{dx} \quad \text{Equação 2.10}$$

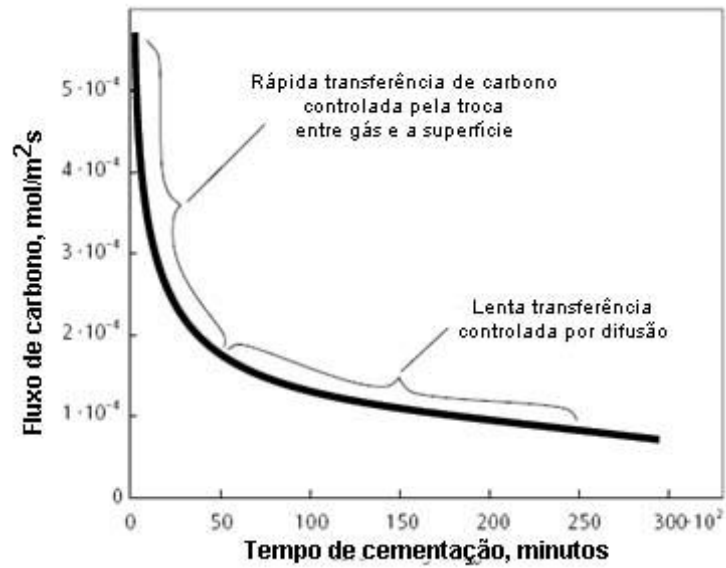


**Figura 2.2 – Transferência de massa durante o processo de cementação (17).**

Como é possível observar pela Equação 2.10, para aumentar a taxa de transferência de carbono para o metal, existem duas maneiras distintas. A primeira seria aumentar a diferença  $(c_c^G - c_c^S)$ , ou seja, maximizando  $c_c^G$ . A outra seria amplificar o valor da constante de reação  $k'$  quando o produto  $P_{CO} \cdot P_{H_2}$  for máximo, isto é, em uma atmosfera que coexistam partes iguais de monóxido de carbono e gás hidrogênio (17).

No início do ciclo de cementação, quando a diferença entre a concentração de carbono no gás e a concentração de carbono no sólido  $(c_c^G - c_c^S)$  apresenta valor máximo, há maior taxa de transferência de massa. No decorrer do tempo, haverá um aumento da concentração superficial no sólido  $c_c^S$ , o que diminuirá o termo  $(c_c^G - c_c^S)$ , consequentemente diminuindo a força motriz para a transferência de carbono no interior do metal (16).

Conforme segue na Figura 2.3, o fluxo de carbono decresce conforme o carbono difunde para o interior do aço. Inicialmente, há um rápido deslocamento de carbono controlado pela transferência entre o gás e a superfície, e posteriormente ocorre uma lenta transferência que é controlada por difusão.



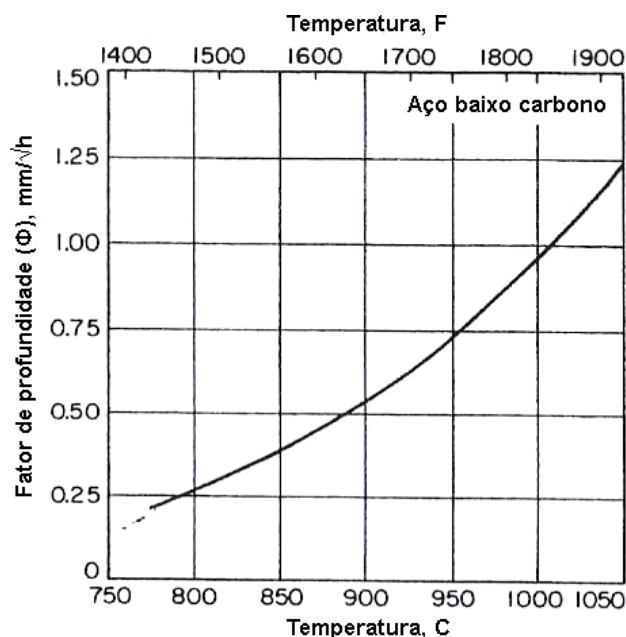
**Figura 2.3 - Fluxo de carbono em função do tempo de cementação a 930°C em atmosfera de 20%CO/40%H<sub>2</sub> com potencial de carbono de 0,8%C (17).**

Quando as concentrações de carbono são mantidas, tanto na superfície quanto no núcleo, a profundidade de camada pode ser prevista para qualquer temperatura constante, sendo descrita como uma função do tempo, como mostra a Equação 2.11.

$$d = \sqrt{\Phi \cdot t} \quad \text{Equação 2.11}$$

onde  $d$  é a profundidade de camada total,  $t$  é o tempo de cementação e  $\Phi$  é o fator de proporcionalidade que depende da temperatura (1).

Os valores de  $\Phi$  podem ser utilizados para prever a profundidade total da camada que será produzida em aços baixo carbono e certos aços ligados, com potenciais constantes de carbono e temperaturas, em um determinado tempo. Pode ser observado na Figura 2.4, que ao aumentar em 100°C a temperatura de cementação, o valor de  $\Phi$  é praticamente duplicado, o que diretamente reflete na profundidade total de camada que pode ser produzida em um dado tempo de cementação (1).



**Figura 2.4 – Variação do fator de profundidade com a temperatura de cementação para aço de baixo carbono (1).**

## 2.1.6 Microestrutura e Propriedades

### Inclusões

As inclusões não-metálicas são partículas de impurezas presentes normalmente em aços comerciais. Essas partículas, de modo geral, deterioram as propriedades mecânicas, como por exemplo, diminuindo a resistência à fadiga de um dado componente mecânico cementado. Esse efeito degradante é mais pronunciado em aços de alta resistência (18, 19).

As inclusões em aços podem ser divididas em dois grupos: endógenas e exógenas. O primeiro grupo contém as inclusões originárias das reações que ocorrem no aço fundido. As inclusões exógenas são originárias da incorporação da escória, de refratários e de outros materiais com os quais o aço no estado líquido entra em contato (18, 19).

Com relação à fadiga, trincas iniciam a partir de inclusões que apresentam descolamento da matriz ou em bandas de escorregamento originadas junto às inclusões. Para a fadiga de baixo ciclo ( $10^1$  a  $10^3$  ciclos), o mecanismo de bandas de escorregamento é predominante. Contudo, em zona intermediária ( $10^3$  a  $10^5$  ciclos), bandas de escorregamento e inclusões são responsáveis por iniciação de trincas e para altos ciclos (acima de  $10^5$  ciclos), praticamente todas as falhas são originadas a partir de inclusões (19, 20).

Os aços de alta resistência não apresentam um valor definido e geral de resistência à fadiga, uma vez que o limite de resistência à fadiga é afetado pela forma, tamanho e

localização das inclusões. Esse é o motivo da dispersão de valores encontrados na resistência à fadiga de amostras individuais (21).

Outro fato interessante é que o efeito de uma inclusão nas propriedades de fadiga depende principalmente do tamanho, do formato, das propriedades térmicas, das propriedades elásticas e da adesão da inclusão na matriz. Além disso, a composição química, a quantidade de inclusões e a resistência do aço também apresentam importância no desempenho em fadiga (18, 22).

O tamanho de inclusão apresenta maior efeito na resistência à fadiga, uma vez que as inclusões maiores são mais efetivas como sítios de iniciação de trinca (18, 19). Alguns pesquisadores apontam que não há efeito na resistência à fadiga para inclusões menores do que um tamanho crítico, o qual depende da resistência e da dureza do material (18). Uhrus (23) revela que somente inclusões de óxidos maiores que 30  $\mu\text{m}$  de diâmetro devem ser contabilizadas quando se avalia a vida em fadiga de rolamentos. O tamanho crítico aumenta conforme cresce a distância entre a inclusão e a superfície. Além disso, o tamanho crítico da inclusão é menor quanto maior for a resistência do aço (22). Entretanto, as inclusões abaixo do valor crítico não afetariam a vida em fadiga do componente (23-25).

As mesmas inclusões podem apresentar diferentes efeitos na resistência à fadiga dependendo da direção de carregamento, ou seja, da sua orientação geométrica (25, 26). A localização dessas partículas influencia a resistência à fadiga tanto quanto o tamanho e forma (25). Aquelas que apresentam formato irregular ocasionam maiores concentrações de tensão em torno da inclusão do que aquelas com formato suavizado (18).

Com relação a propriedades térmicas, após um processo no qual houve aquecimento do material, como na laminação a quente, tensões residuais trativas podem ser geradas ao redor de inclusões se o coeficiente de expansão térmica for menor que o coeficiente da matriz metálica. Para inclusões como MnS e CaS, o coeficiente de expansão térmica é maior que o da matriz, não havendo tensões residuais trativas nas imediações das inclusões, que afetam negativamente a vida em fadiga de uma peça (18).

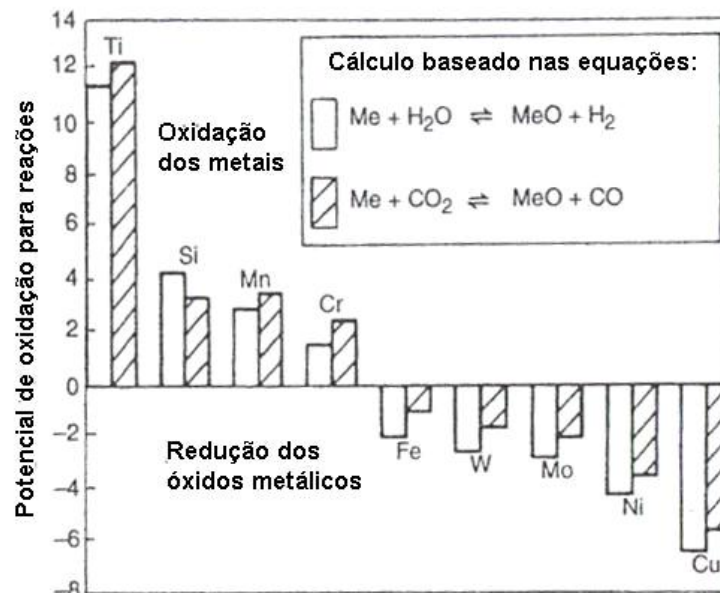
Com relação às propriedades elásticas, o parâmetro a ser analisado é o módulo de Young. Uma concentração de tensões é gerada ao redor da inclusão em forma de tração, quando o módulo das inclusões for maior que o módulo da matriz. Um exemplo são os módulos de Young dos sulfetos que são usualmente menores do que os da matriz, tornando os sulfetos não nocivos ao material. As inclusões duras, com baixa deformabilidade, podem causar microtrincas na interface entre inclusão/matriz, por exemplo, quando o aço é laminado a quente (18).

A adesão de uma inclusão na matriz não é sempre perfeita, o que pode facilitar a iniciação de trincas de fadiga a partir da interface entre a inclusão e a matriz. Ainda, as trincas podem iniciar através da quebra de uma inclusão ou mesmo iniciar a partir da interface entre diferentes fases dentro de uma mesma inclusão (18).

### Oxidação Interna

A formação de óxidos abaixo da superfície do metal é chamada de oxidação interna. Esta oxidação pode ocorrer em atmosferas cementantes, uma vez que nessas atmosferas existe oxigênio na forma de compostos como o H<sub>2</sub>O e o CO<sub>2</sub> (1, 19, 27). Os fatores que incentivam a oxidação interna são: a) metal com certa solubilidade ao oxigênio; b) o material com elementos de liga de maior afinidade com oxigênio que o metal de base; c) a taxa de difusão do oxigênio no metal de base sendo maior do que a dos elementos de liga (19, 27). Aços comerciais em atmosferas cementantes preenchem esses requisitos e, portanto, podem sofrer oxidação interna. Todos os meios de cementação gasosa usados modernamente apresentam compostos contendo oxigênio e, além disso, a composição química dos aços apresenta, muitas vezes, elementos que se oxidam facilmente (27).

Assim, elementos como titânio, silício, manganês e cromo podem reagir formando óxidos. Entretanto, elementos como o ferro, tungstênio, molibdênio, níquel e cobre não irão se oxidar. A Figura 2.5 mostra essas tendências (19, 22, 27).



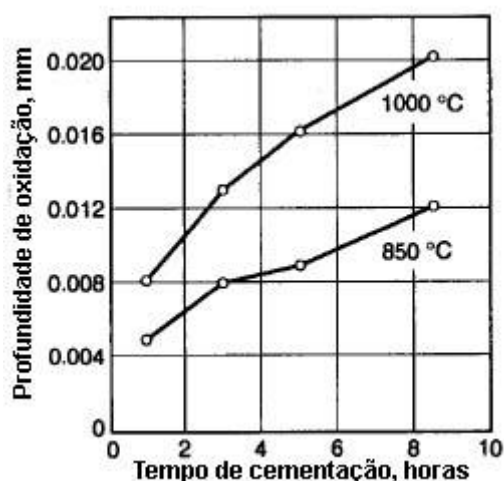
**Figura 2.5 – Potencial de oxidação e redução dos elementos metálicos (19, 22, 27).**

No processo de oxidação, átomos de oxigênio, desprendidos pelas reações metal-gás, que ocorrem durante a cementação, são adsorvidos pela superfície metálica. A partir



desse local, os átomos de oxigênio difundem para dentro do material ao longo de fronteiras de grãos e subgrãos. Então, estes se combinam quimicamente com elementos substitucionais disponíveis que tem potencial de oxidação maior, formando óxidos (22).

Em aços para cementação, a profundidade na qual os óxidos são detectados não supera tipicamente 25  $\mu\text{m}$  e é influenciada por muitos parâmetros. Por exemplo, a profundidade de oxidação aumenta quando ocorre um aumento na profundidade de camada cementada e para um dado tempo de cementação. Outro parâmetro importante é o controle da temperatura, pois há um aumento da profundidade de oxidação quando a temperatura do sistema é aumentada, como visto na Figura 2.6. Há também um aumento da profundidade de oxidação quando o potencial de carbono diminui, ou seja, com o aumento das concentrações relativas de dióxido de carbono e vapor de água, e quando há um aumento do tamanho de grão. Em resumo, quando o tamanho de grão diminui, existem mais contornos de grão disponíveis, sendo assim há mais caminhos livres para difusão e dessa forma espera-se que a profundidade da oxidação interna seja menor. No entanto, superficialmente, a probabilidade de ocorrência de oxidação superficial é maior quando se tem tamanho de grão menor, pois existem mais contornos de grão, sendo este o local onde há nucleação desses óxidos superficiais. Contudo, o fator de maior influência no fenômeno de oxidação interna é a composição química do aço (22).



**Figura 2.6 – Profundidade de oxidação em função do tempo de cementação para as temperaturas de 850°C e 1000°C (22).**

Com o intuito de analisar como os óxidos são formados e quais são as quantidades mínimas de cada elemento para que haja início a formação de óxidos, Chatterjee (27) estudou algumas ligas binárias, como Fe-Si, Fe-Cr e Fe-Mn. Para as ligas Fe-Mn e Fe-Cr, os óxidos são apenas formados acima de determinados percentuais, sendo superior a 1,3%

em Mn e superior a 0,8% em Cr. Em uma liga que contém 0,09% de Si, há formação de óxidos. Portanto, a presença de silício é um fator importante na composição das ligas metálicas. Em ligas livres de silício, não há formação de óxidos, enquanto que ligas com percentuais de 0,05% já há a formação de óxido. Os resultados apresentados indicam que o conteúdo de silício parece ser o fator que mais afeta a oxidação interna (22, 27).

Uma das consequências da oxidação interna e dos gradientes de composição é que o material adjacente aos óxidos terá um comportamento de transformação modificado, uma vez que os elementos presentes, outrora em solução sólida na matriz, se encontram combinados formando óxidos. Portanto, ao invés da martensita, outros produtos de transformação podem se desenvolver, dado o fato da temperabilidade nesses locais ter sido reduzida. As microestruturas não-martensíticas, que ocupam a mesma área afetada pela oxidação interna, podem ser a perlita, a bainita (superior e/ou inferior), ou ainda uma mistura destes microconstituintes. Qualquer microestrutura não-martensítica associada à oxidação interna pode ter um efeito deletério nas propriedades de resistência do componente (19).

Com relação a tensões residuais nessas regiões oxidadas, óxidos de silício, manganês e cromo se apresentam em compressão quando ocorre resfriamento pela têmpera. Contudo, as regiões não-martensíticas estarão em tração, contrabalanceando o estado dos óxidos superficiais. Também ocorre uma incompatibilidade microestrutural entre a matriz martensítica e as zonas não-martensíticas (22).

A oxidação interna por si só não parece ter uma grande influência no desempenho em fadiga de componentes cementados. Contudo, se a oxidação interna for acompanhada pela formação de bainita e perlita, a resistência à fadiga será significativamente reduzida. As informações existentes indicam que, no regime de baixo ciclo, o impacto é pequeno, com uma redução na resistência de 0 a 12% a  $10^4$  ciclos. No regime de alto ciclo, contudo, a vida em fadiga pode ser reduzida em até 45%, devido à presença de outros microconstituintes, além de martensita (22).

Ainda, com relação ao tamanho de grão austenítico, foi encontrado por Krauss e Pacheco (28) que grãos finos em amostras que passaram por cementação a gás apresentam tolerância à presença de oxidação intergranular e aperfeiçoamento na resistência à fadiga, quando comparados com amostras que apresentam tamanho de grão relativamente grande e nenhuma presença de oxidação interna. Nesse estudo, foi novamente mostrado que a oxidação interna, sem a presença de zonas não-martensíticas, não é particularmente perigosa no desempenho em fadiga.

## Tamanho de Grão

Propriedades mecânicas de grande importância, incluindo dureza, resistência à tração, temperatura de transição dúctil-frágil, dentre outras, podem ser aperfeiçoadas ao se refinar o tamanho de grão austenítico (29). O refino de tamanho grão é o único mecanismo de endurecimento que eleva tanto a resistência mecânica quanto a tenacidade (10).

O tamanho de grão de um aço cementado é influenciado pela composição química, histórico térmico e mecânico, e temperatura de cementação. O refinamento de grão pode ser atingido através de reaquecimento, uma ou mais vezes, ao campo austenítico e posterior têmpera ou pela garantia de um tamanho de grão refinado através da adição de certos elementos químicos ao aço, como o alumínio e o vanádio, durante o processo de fabricação, após a desoxidação completa, a qual é realizada usualmente com silício. Adições desses elementos encorajam a formação de certos compostos, como nitretos de alumínio e carbeto de vanádio (respectivamente  $AlN$  e  $V_4C_3$ ), que por serem extremamente pequenos e relativamente estáveis são capazes de restringir o crescimento de grão em altas temperaturas de exposição do metal (22).

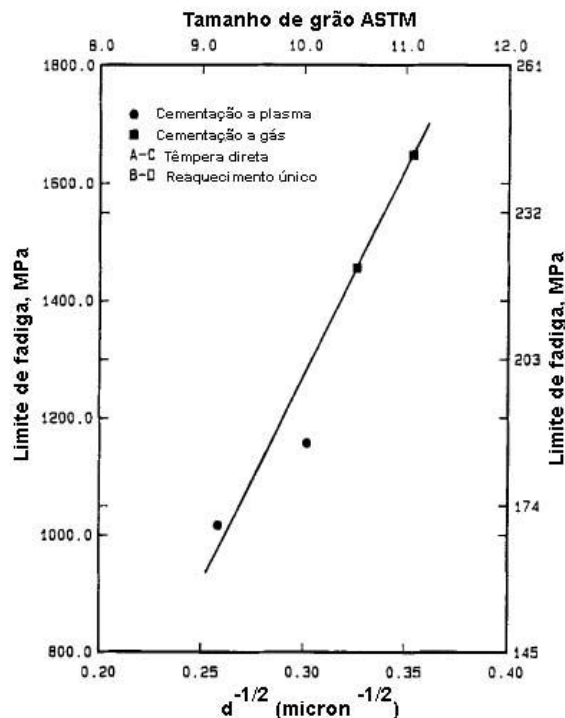
Cada aço apresenta uma tendência de crescimento de grão dependendo do tipo de tratamento realizado. Aços contendo elementos como molibdênio e níquel apresentam uma grande resistência ao crescimento de grão, comparativamente aos aços ao carbono. Também é visto que a temperabilidade de um aço com grão refinado é menor do que a de um grão grosseiro (22).

O tamanho de grão austenítico, por outro lado, não afeta muito a dureza superficial de aços cementados e temperados, influenciando apenas marginalmente na dureza do núcleo. Os estudos de Kelly e Nutting (30) confirmam que, para materiais que apresentam martensita de alto carbono, o tamanho de grão apresenta pouca influência no aumento da dureza. Esses autores afirmam que outros fatores, como carbono em solução sólida na martensita maclada, são mais influentes na dureza. No entanto, para aços ferríticos de baixo carbono, há uma relação linear e direta entre a dureza e o recíproco do tamanho de grão.

Trincas de fadiga podem ser iniciadas, como será visto posteriormente, conforme alguns fatores, dentre eles as descontinuidades superficiais, a oxidação superficial, as inclusões e a fragilização nas fronteiras de grão austeníticas. O último mecanismo está associado à segregação de fósforo e à formação de cementita no contorno de grão durante a têmpera. É sabido que fósforo segrega durante o tratamento de austenitização e aparentemente estimula a formação de cementita durante a têmpera. O aumento da

quantidade de fósforo, de uma maneira geral, diminui a resistência à fadiga e a resistência à fratura. A iniciação e a propagação instável de trinca estão relacionadas com a fratura intergranular associada à presença de cementita em contorno de grão e a segregação intergranular de fósforo (31).

Em aços tratados, a resistência mecânica é influenciada por fatores que incluem o tamanho de grão, sendo esta resistência inversamente proporcional à raiz quadrada do tamanho de grão (22). Adicionalmente, Pacheco e Krauss (28) reportam que a relação entre resistência à fadiga e tamanho de grão segue o mesmo padrão da dureza e resistência mecânica. Esta relação está demonstrada na Figura 2.7.



**Figura 2.7 – Limites de fadiga de amostras após cementação a gás e a plasma como função do tamanho de grão (28).**

Com relação à resistência à fadiga, é citado por Macherauch (32), que aços de baixo carbono com grão grosseiro têm o desempenho em fadiga por flexão inferior àqueles com microestruturas mais refinadas. Por exemplo, quando se reduz o diâmetro do grão de 100  $\mu\text{m}$  até 4  $\mu\text{m}$ , a resistência à fadiga apresenta valores superiores ao dobro. Essa mesma tendência é observada em aços cementados.

Relativamente aos micromecanismos de fratura, aços constituídos por grãos grosseiros apresentam normalmente iniciação de trinca intergranular. Contudo, os aços com grãos finos apresentam iniciação de trinca transgranular. A propagação é frequentemente transgranular, mas a fratura por sobrecarga pode ser tanto intergranular como transgranular e depende do tamanho de grão ou método de têmpera (22).

### Microtrincas

Outro aspecto microestrutural que pode afetar negativamente as propriedades dos aços cementados e temperados são as microtrincas. Estas se desenvolvem na martensita de alto carbono devido ao “choque” entre as placas. A incidência dessas microtrincas pode ser diminuída quando o tamanho de grão é reduzido e o teor de carbono também é diminuído. O aumento do tamanho de grão austenítico aumenta a quantidade de microtrincas formadas na martensita de alto carbono bem como o tamanho das microtrincas (10).

Apple e Krauss (33) estudaram a influência das microtrincas na resistência à fadiga, usando diferentes tipos de tratamentos térmicos que resultaram em diferentes populações de microtrincas. Esses tratamentos levaram à variação de inúmeras características, como tamanho de grão, dureza, quantidade de austenita retida dentre outras. Através da avaliação desses dados, foi possível concluir que a diferença entre resistência à fadiga entre as amostras temperadas diretamente e as amostras que são reaquecidas e temperadas pode ser atribuída a diferenças na distribuição e tamanho das microtrincas.

Assim, um estudo de Krauss (34) reporta que temperando um material inicialmente com tamanho de grão grande abaixo da temperatura  $A_{c_{cm}}$  (temperatura inicial da transformação de austenita para uma mistura de austenita e cementita), produz-se uma microestrutura refinada, poucas microtrincas e predominantemente fraturas intragranulares. Têmpera acima da temperatura  $A_{c_{cm}}$  produz estruturas com tamanho de grão aumentado, microtrincas e predominantemente fraturas intergranulares por sobrecarga. Há produção de grão fino e formação de carbonetos quando a têmpera ocorre a uma temperatura abaixo da  $A_{c_{cm}}$ , estando parte do carbono atrelado aos carbonetos. Então, a matriz apresenta uma quantidade de carbono menor, reduzindo assim a densidade de microtrincas.

### Tensões Residuais

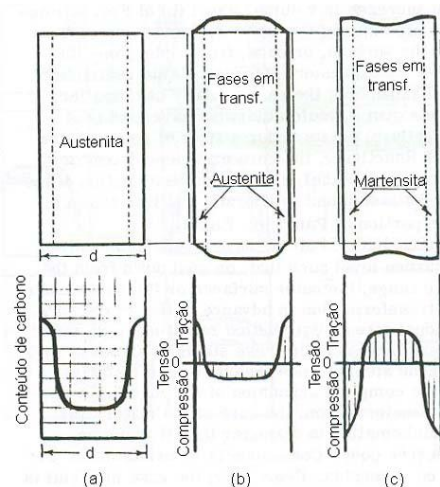
As tensões residuais consistem nas tensões que existem no interior de um corpo sólido na ausência de carregamento externo. Normalmente, tensões compressivas superficiais são desejáveis, sendo que estas auxiliam no controle e no fechamento de possíveis trincas. Assim, as tensões compressivas melhoram a vida em fadiga do componente solicitado em fadiga (19, 35).

As tensões residuais são produzidas por transformação de fases, deformação plástica, ou efeitos térmicos, como por exemplo, a contração que ocorre durante o resfriamento (35). Em aços cementados, as tensões residuais resultam de duas fontes principais: a primeira deve-se a maior velocidade de resfriamento da superfície em relação

ao núcleo do material e a segunda é devida às diferentes temperaturas de início de transformação da martensita entre o núcleo e a superfície, uma vez que existe uma camada externa de alto carbono e um núcleo apresenta-se com baixo carbono (36).

Tensões residuais são classificadas como macrotensões ou tensões residuais do primeiro tipo, o qual atua sobre alguns grãos do material; tensões residuais do segundo tipo, o qual se apresenta como a diferença entre a média da tensão residual em um dado grão e as macrotensões (tensões residuais do primeiro tipo), e; do terceiro tipo, que está relacionado com variações dentro do grão. Os dois últimos tipos de tensões residuais são chamadas de microtensões. Na maioria dos materiais de engenharia, como o aço, a variação da tensão residual entre fases microestruturais é mais importante do que as microtensões (35).

A cementação, como resultado da formação de camada rica em carbono, introduz tensões superficiais e sub-superficiais no componente. O alto percentual de carbono na camada faz com que ocorra uma redução na temperatura de início de transformação martensítica, a temperatura  $M_s$ . Devido a este fato, a transformação da austenita para a martensita inicia no núcleo antes que na camada cementada. A camada externa, aquecida e não-transformada, consegue acomodar as mudanças dimensionais no núcleo. Durante o processo de resfriamento, a temperatura na camada externa alcança a temperatura de transformação martensítica. A martensita que se formou primeiro no núcleo, agora se encontra transformada e dura. Assim, o núcleo não suporta mais as variações volumétricas de expansão que ocorrem na superfície e há formação de tensões residuais compressivas. Para manter o balanço, tensões trativas são encontradas sub-superficialmente. A Figura 2.8 mostra esquematicamente como acontece à formação de tensões residuais (10, 37).



**Figura 2.8 – Evolução das tensões residuais no resfriamento de aços cementados (10, 37).**

A relação entre tensões residuais e profundidade de camada também é avaliada. Em geral, para uma determinada composição e diâmetro de seção, quanto menor for a profundidade de camada, maiores serão as tensões residuais compressivas presentes na superfície da peça. A explicação está na interação entre núcleo e camada. Se o volume do núcleo for muito pequeno para suportar o aumento de volume na camada, as tensões residuais tenderão a zero. Também deve ser observado que com o aumento da camada a distribuição das tensões se dá sobre uma área maior, ocasionando uma diminuição das tensões na superfície. A escolha da profundidade de camada deve ser feita visando apenas atender os requisitos de resistência ao desgaste e limite elástico de projeto. Camadas com profundidade além da necessária são prejudiciais à resistência ao impacto e fadiga além de acrescentar um desnecessário custo ao produto (19).

### Austenita Retida

A austenita é constituída de uma fase cúbica de face centrada, sendo uma forma alotrópica do ferro, também conhecida como ferro gama. No resfriamento, a austenita se decompõe para produtos estáveis ou metaestáveis na temperatura ambiente dependendo de alguns fatores, como por exemplo, a composição química do aço, a taxa de resfriamento e a temperatura final alcançada após o resfriamento (38).

Quando a transformação envolve processos de difusão, a reação é completa e nenhuma austenita permanece. Entretanto, quando há um processo adifusional, contando com uma rápida taxa de resfriamento, há formação da martensita, uma fase metaestável de reticulado tetragonal de corpo centrado. A martensita começa a ser formada, usualmente, a uma temperatura característica, conhecida como  $M_s$ . Durante o resfriamento, ocorre um aumento da fração volumétrica da martensita até a temperatura  $M_f$ , que marca o término da transformação martensítica. Entretanto, em muitos aços, a temperatura  $M_f$  pode estar bem abaixo da temperatura ambiente. Com isso, uma considerável quantidade de austenita não transformada permanece retida na microestrutura à temperatura ambiente (19, 22, 35). Pode-se determinar a temperatura  $M_s$  a partir da composição química do aço (22, 35). A fórmula, vista na Equação 2.12 é eficaz para aços contendo até 0,5% C.

$$M_s (^{\circ}\text{C}) = 561 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo \quad \text{Equação 2.12}$$

A temperatura  $M_f$  normalmente é cerca de  $200^{\circ}\text{C}$  abaixo da temperatura  $M_s$ . O montante de austenita não-transformada está relacionado tanto à temperatura  $M_s$  quanto a temperatura de resfriamento na têmpera,  $T_q$ . Sendo assim, Koistinen e Marburger, sendo citados em Parrish, propuseram a seguinte fórmula, Equação 2.13 (22,35):

$$V_{\gamma} = e^{(-1,10(M_s-T_q))} \quad \text{Equação 2.13}$$

Existem formas de minimizar o montante de austenita retida. O revenido e a transformação induzida por deformação são dois desses métodos que podem transformar a austenita retida em bainita ou martensita. O tratamento sub-zero, no qual o resfriamento após têmpera é realizado em meios refrigerantes em baixíssima temperatura, como o nitrogênio líquido, também é utilizado para diminuir a quantidade de austenita remanescente (19, 22, 35).

A presença da austenita na camada cementada, juntamente com martensita, acaba diminuindo a dureza relativamente a uma camada hipotética constituída somente de martensita (22). Um aumento na dureza é esperado se a austenita retida estiver presente e for transformada em martensita, como resultado de tratamento sub-zero (35).

Com relação à resistência a tração e à tensão de escoamento, é visto que estes dois decrescem enquanto a austenita retida aumenta. No entanto, altas tensões acima do limite elástico acabam por transformar a austenita mecanicamente e assim aumentam a tensão de tração (22, 35). Há estudos que apontam que essa martensita formada por transformação mecânica seria mais dúctil e outros que apontam que esta martensita seria mais frágil (28, 39).

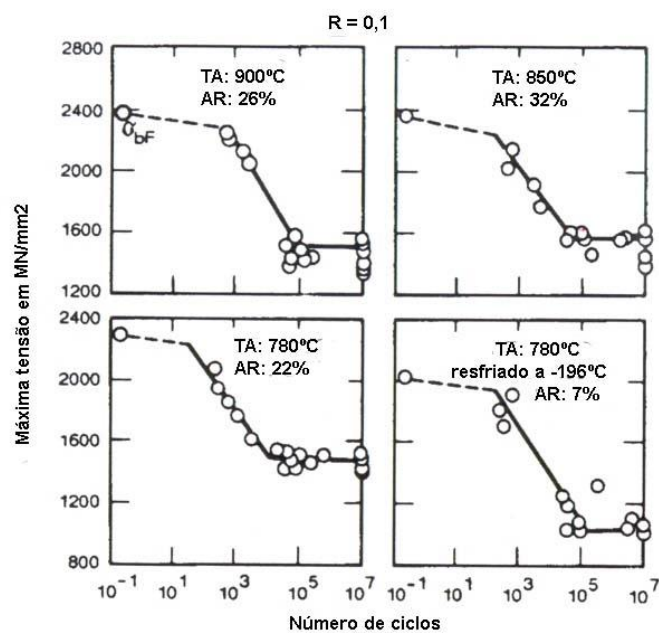
Com relação à resistência à fadiga de alto ciclo/baixa tensão, é apontado por diversos autores que quanto menor a quantidade de austenita retida melhor seria o desempenho em fadiga (40, 41). Pacheco e Krauss (28) afirmaram que além da austenita retida dever se apresentar menor em quantidade, também deve ser fina e bem distribuída. A resistência à fadiga de alto ciclo em flexão está correlacionada a uma estrutura fina de grãos austeníticos e baixa austenita retida. Portanto, microestruturas de camada cementada com tamanho de grão austenítico pequeno e baixo percentual de austenita retida apresentam excelente resistência à fadiga de alto ciclo.

Existem estudos que se opõe ao que foi citado anteriormente: Panhas e Fournelle (42) indicam que o material que apresenta maior montante de austenita retida apresenta melhor comportamento na resistência à fadiga de alto ciclo. É exposto por esses pesquisadores que o tratamento de refrigeração diminui a austenita retida, aumentando a tensão residual compressiva na superfície, sendo que dessa maneira o limite de resistência à fadiga diminui. Isto vai contra o preceito que indica que no acréscimo de tensões residuais compressivas melhora o limite em fadiga de um dado material. Outro trabalho que está em acordo com o postulado por Panhas e Fournelle é o trabalho de Richman e



Landgraf (43). Esses pesquisadores descobriram que aumentando a austenita retida, aumenta-se a vida em fadiga de alto ciclo para o aço AISI 4027 cementado. O porquê da diminuição da resistência à fadiga quando utilizado o tratamento de têmpera sub-zero ainda não está totalmente esclarecido pela literatura, entretanto, pode estar associada à formação de microtrincas na camada cementada.

Ao se tratar de fadiga de baixo ciclo/alta tensão, é possível que austenita retida por volta de 20 a 40% seja benéfica, pois esta diminuiria a taxa de crescimento de trinca. Essa taxa perderia velocidade quando na ponta ocorresse uma transformação de austenita para martensita, havendo expansão volumétrica e acarretando a formação de tensões residuais compressivas localmente (19, 22, 44, 45). Brandis et al. (46) concluiu que o principal motivo da melhoria no desempenho em fadiga deve-se ao aumento da tenacidade da martensita transformada a partir da austenita retida por deformação mecânica. Esse comportamento pode ser visto na Figura 2.9.



**Figura 2.9 – Curvas de fadiga de amostras cementadas e flexionadas com 0,6 mm de profundidade de camada. Aço: 14NiCr18 (46).**

Em estudo de Hu et al., (39) realizado em aço trifásico, foi possível concluir que a austenita aumenta a resistência à iniciação de trinca e propagação inicial em fadiga de baixa tensão porque a deformação induz a transformação de austenita para martensita, aumentando o número de ciclos até o início da trinca e reduzindo a taxa de propagação de trinca. Para fadiga de alta tensão, a austenita transformar-se facilmente em martensita maclada. Portanto nesse caso, quanto maior a quantidade de austenita, maior é a taxa de propagação de trincas.

Esse estudo apresenta um critério energético: se o trabalho de propagação da ponta da trinca de fadiga é menor que a energia de transformação de austenita para martensita, a austenita irá melhorar a resistência à fadiga. Do contrário, a austenita irá diminuir a resistência à fadiga.

## **2.2 *Tratamentos Térmicos***

### **2.2.1 *Têmpera Convencional***

#### Definição

A têmpera convencional consiste no aquecimento do aço até sua temperatura de austenitização seguido de um resfriamento rápido. Os meios de resfriamento utilizados dependem da endurecibilidade dos aços, isto é, do teor de carbono e da presença de elementos de liga, além da forma e dimensões das peças submetidas à têmpera. Os meios de têmpera mais frequentemente usados são: óleo, água, salmoura, solução de soda cáustica e também preparados químicos específicos (1,37).

No aquecimento, o carbono dissolve-se prontamente no ferro gama. O limite inferior de temperatura no tratamento de têmpera está condicionado à austenitização do aço e o limite superior está condicionado ao crescimento do grão. Os átomos de carbono no ferro gama se distribuem nos interstícios presentes na estrutura cristalina. Quando ocorre o resfriamento brusco, não há tempo para que os átomos de carbono se difundam. Dessa forma, os espaços entre os átomos de ferro no reticulado cúbico centrado do ferro alfa são incapazes de acomodar átomos de carbono sem que ocorra considerável deformação do reticulado. A martensita apresenta-se, então, como uma estrutura tetragonal centrada e formada por um movimento de átomos em planos específicos da austenita. Além do efeito da supersaturação, a dureza da martensita é atribuída também a uma densidade de defeitos cristalinos, especialmente discordâncias e contornos de ângulos altos e baixos (47).

Na têmpera o constituinte final desejado é a martensita. Os objetivos dessa operação, sob o ponto de vista de propriedades mecânicas, são o aumento da dureza do aço e da sua resistência à tração (47). Em se tratando de aços cementados, procura-se uma camada externa temperada dura e resistente à abrasão enquanto o núcleo seja tenaz, resistente ao impacto, com uma baixa dureza.

A têmpera pode ser direta, ou seja, logo após a cementação do material (aços cujo tempo de cementação foi mais curto, sem perigo de crescimento de grão), ou pode ser por

reaquecimento, onde o aço é resfriado após a cementação e austenitizado novamente para o tratamento térmico (47).

### Modos de Troca de Calor Durante a Têmpera Convencional

A fervura do refrigerante na superfície do componente começa imediatamente após o componente ser imerso no tanque de têmpera. O alto fluxo de calor vindo da superfície causa uma taxa tão alta de evaporação de água que o filme de vapor toma toda ou parte da superfície do componente. Esse modo de troca de calor é chamado ebulição de filme. Este não é um processo controlável uma vez que o cobertor de vapor aparece e desaparece esporadicamente através da superfície da peça. Frequentemente, o filme de vapor cobre toda a superfície da peça por certo período de tempo. Ebulição de filme é a fase menos uniforme da têmpera, causando assim a maioria da distorção no componente (2,4).

Durante a ebulição de filme no estágio de resfriamento, o fluxo de calor oriundo da superfície da peça decresce uma vez que o cobertor de vapor cria uma resistência térmica alta por mover o calor do componente até o refrigerante. O decréscimo de fluxo de calor vindo da superfície da peça resulta na redução da taxa de evaporação da água. Em algum ponto, o filme de ebulição colapsa e o modo de transferência de calor muda de ebulição de filme para modo de ebulição nucleada (2,4).

Durante o modo de ebulição nucleada, pequenas bolhas são formadas à taxa de mais de 50 por segundo. Durante esse estágio do resfriamento, o fluxo de calor oriundo da superfície da peça primeiro aumenta uma vez que não há mais o filme de vapor ao redor da superfície, e então o fluxo de calor decresce, devido à redução do gradiente de temperatura através da seção transversal da peça. A transferência de calor através do estágio de ebulição nucleada é caracterizada pelo alto valor de extração de calor durante o processo de têmpera (2,4).

Eventualmente, o calor vindo da peça diminui e não suporta a ebulição do refrigerante. Nesse ponto, o modo de convecção de transferência de calor inicia. Transferência de calor por convecção é o modo mais lento de extração do calor durante os processos de têmpera convencional (2,4).

### **2.2.2 Reaquecimento**

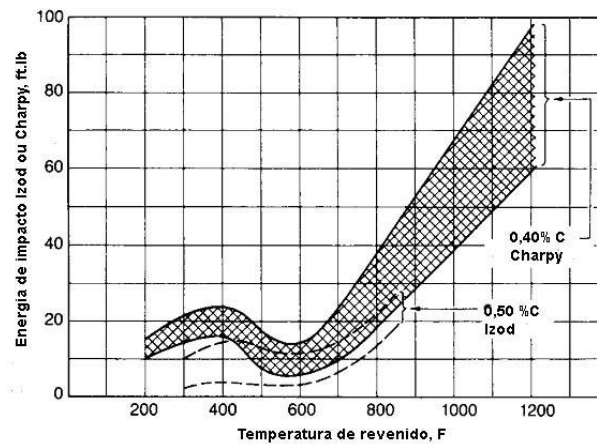
Reaquecimento é quase sempre necessário para produzir microestruturas com camadas cementadas que apresentam carbeto de tamanho e distribuição controladas. O reaquecimento a temperaturas nas quais a austenita é a fase principal é quase sempre

utilizado após a cementação a altas temperaturas, a menos que o aço em questão seja imune ao crescimento de grão. Este tipo de tratamento é tratado como um refinamento de grão. Há controvérsia na real necessidade de seu uso ao invés da utilização de têmpera direta. Percebe-se que a austenita retida se apresenta em menor quantidade em aços que passaram por reaquecimento. Também há possível distorção do componente quando ocorre o reaquecimento. A escolha entre têmpera direta e reaquecimento deve ser feita com base em cada caso específico (1).

### 2.2.3 Revenido

Praticamente todos os aços que passaram por um tratamento de têmpera também passam pelo tratamento térmico subcrítico de revenimento. O revenido melhora a tenacidade das estruturas martensíticas, mas diminui a resistência mecânica e a dureza. Qualquer temperatura abaixo da crítica pode ser utilizada, sendo grande a variedade de propriedades e microestruturas que se pode atingir com esse tratamento, sendo desde a martensita como temperada até carbeto esferoidizados na matriz ferrítica. Finalmente é o balanço entre dureza e tenacidade requerida em serviço que determina as condições de revenimento para uma dada aplicação (10).

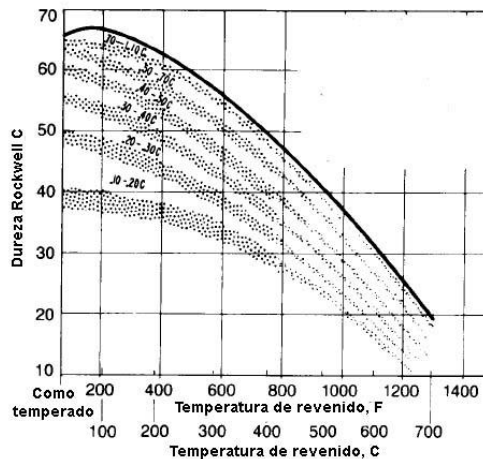
A Figura 2.10 mostra as faixas de temperatura para revenimento em função da energia de ruptura em ensaios Charpy. Na faixa de 150 a 200°C (300 a 400°F) é produzido um aumento modesto na tenacidade que é adequado para aplicações que requerem alta resistência mecânica e resistência à fadiga. Revenimento acima de 425°C (800°F) é usado quando a propriedade de alta tenacidade é o mais importante, e resistência mecânica e dureza são secundárias (10).



**Figura 2.10 – Tenacidade ao impacto como função da temperatura de revenido, em graus Fahrenheit (10).**

Na faixa de 260°C a 370°C (500 a 700°F) a tenacidade decresce para os aços. Esse decréscimo de tenacidade é referido como a fragilidade da martensita revenida. Outra fragilidade pode ocorrer com aços martensíticos revenidos acima de 425°C (800°F). A fragilidade do revenido ocorre em certos aços liga como resultado da permanência ou resfriamento lento através de determinadas faixas de temperatura (10).

A Figura 2.11 mostra como a dureza decresce a partir da máxima dureza associada à martensita como temperada, conforme é aumentada a temperatura de revenido. O efeito do carbono também é mostrado, sendo que uma baixa dureza é associada aos aços de baixo carbono comparativamente aos aços de maior carbono, condição de comparação também válida para as demais temperaturas de revenido. Portanto, se máxima dureza é necessária, então um aço de alto carbono associado à seleção e revenido deve ser restrito a faixa entre 150 e 200°C (10).

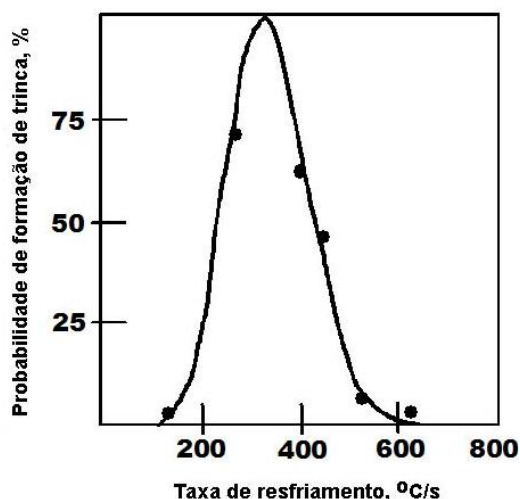


**Figura 2.11 – Curva de dureza em função da temperatura de revenido para diferentes quantidades de carbono na camada cementada (10).**

## 2.2.4 Têmpera Intensiva

### Definição e História

O propósito de se temperar partes de aço é a obtenção de uma estrutura metalúrgica necessária, usualmente martensita, mantendo a mínima distorção. Colocado de outra maneira, quanto mais rápido o aço é temperado, maior é a dureza “como temperado” e mais profundamente uma alta dureza é conseguida na peça, mas também maior é a probabilidade de distorção e até mesmo de trincamento (2). Entretanto, quando aumenta-se a taxa a um valor crítico, a probabilidade de haver trincamento ou distorção começa a decair até um momento que não existe a possibilidade de ocorrer problemas. A Figura 2.12 mostra esse comportamento característico da chamada têmpera intensiva (2-5, 48-54).



**Figura 2.12 – Relação entre probabilidade de trincamento e taxa de resfriamento (2, 3, 6, 48, 49, 51-57).**

Foi reportado por Kern que o primeiro exemplo de componente submetido à têmpera intensiva foi um eixo traseiro de aço AISI 1035 de um Ford Modelo T. Kern também reportou que a Ladish Company usou um processo de têmpera intensiva através de uma agitação bastante vigorosa do óleo na têmpera para produzir o virabrequim do motor P-51 da Rolls Royce (3, 52, 57, 58).

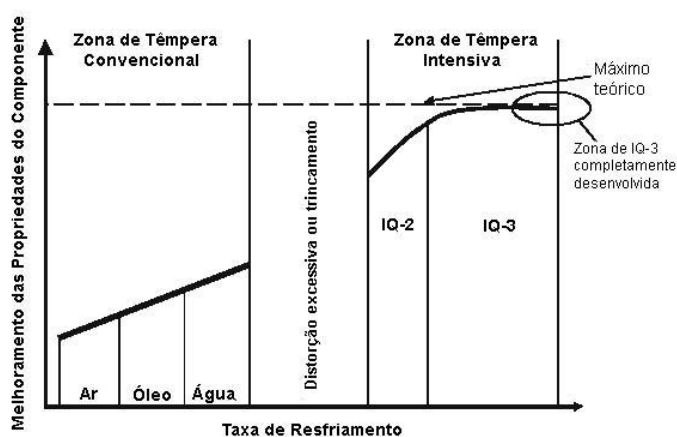
Em 1964, Nikolai Kobasko iniciou a pesquisa em têmpera intensiva (do inglês, “intensive quenching”). A essência desse método é endurecer aços usando altas taxas de resfriamento de modo a propiciar alterações benéficas no desempenho do componente. A rápida taxa de resfriamento também prevê uma profundidade endurecida maior a qual melhora as propriedades mecânicas do componente. As altas taxas de resfriamento criam altas tensões residuais compressivas na superfície do componente, permitindo o uso de aços com menor teor de ligas ou o uso de peças mais leves que apresentam maior resistência. Além disso, o processo, na maioria das vezes, é um processo limpo, pois utiliza água ou soluções de sais como fluidos de resfriamento (2, 4-6, 51, 54).

Com relação aos benefícios da têmpera intensiva, é possível elencar (2, 4, 5, 51, 59):

- o aumento da dureza da superfície e do núcleo;
- o aumento da camada dura;
- o aumento da profundidade de dureza com redução dos ciclos de cementação;
- a microestrutura aperfeiçoada (grãos mais finos e martensita super-endurecida);

- a melhora na resistência à fadiga;
- a menor probabilidade de distorções e trincamento;
- o uso de refrigerante ambientalmente correto ao invés de soluções com polímero ou óleo.

A Figura 2.13 mostra a correlação entre propriedades e a taxa de resfriamento do componente para ambas a têmpera convencional e têmpera intensiva. A curva torna-se descontínua entre a zona de têmpera convencional e têmpera intensiva. Esta “quebra” da curva ilustra que, na têmpera convencional, o componente começa a experimentar distorção severa e, em último caso, trincamento acima de certa taxa de resfriamento (59).



**Figura 2.13 – Melhoramento das propriedades do componente em função taxa de resfriamento durante têmpera (59).**

Uma vez na zona de têmpera intensiva, uma taxa de resfriamento mais rápida não melhora as propriedades do componente. Isto ocorre porque no início da têmpera intensiva a temperatura superficial do componente instantaneamente se torna a mesma que a temperatura do refrigerante. Ou seja, após certa intensidade de extração de calor, o componente não pode ceder o calor mais rapidamente do que a taxa de condução de calor. Uma vez que a condução é também uma forma uniforme e muito rápida de extração de calor, a têmpera intensiva é capaz de alcançar a remoção de calor mais uniforme sem a presença de distorção das partes temperadas (2, 59). É visto também que a camada temperada envolve o componente por inteiro e que a profundidade da camada é independente do tamanho da seção (54).

O termo “têmpera intensiva” não apenas significa uma têmpera rápida, mas significa que existem mais critérios para serem avaliados antes de se classificar uma têmpera como intensiva. Isso inclui:

- condições que fornecem tensões residuais compressivas máximas;
- a taxa de agitação deve ser suficiente para promover uma severidade na têmpera de Grossman maior que 6,0;
- o critério de número de Biot para tensões compressivas máximas é de  $Bi \rightarrow \infty$ ;
- para tensões residuais compressivas ocorrerem na parte a ser temperada, é necessário atingir a condição de:  $0,8 \leq Kn \leq 1,0$  (onde  $Kn$  é o número de Kondratyev) (4-6).

Também é importante ressaltar que têmpera intensiva não é o mesmo que têmpera por indução. Eles são diferenciados pelos seguintes motivos:

- Diferentemente da têmpera intensiva, a têmpera por indução somente promove endurecimento da camada superficial, sendo que o núcleo não experimenta transformação de fase. Se o condicionamento do núcleo é necessário, o componente deve ser aquecido, temperado e revenido antes da têmpera por indução.
- A têmpera por indução normalmente produz um perfil muito íngreme de dureza e tensões residuais do que obtido por têmpera intensiva.
- Têmpera intensiva é interrompida quando as tensões residuais compressivas estão no máximo promovendo profundidades ótimas de camadas endurecidas (4, 5).

#### Transferência de Calor na Têmpera Intensiva

A têmpera intensiva difere de outros modos de têmpera, pois no método de maior extração de calor (IQ-3, a ser visto em seguida), somente o resfriamento convectivo ocorre durante o tratamento. Sendo assim, a transferência de calor é limitada pela condutividade térmica do aço. Como primeira definição, pode-se dizer que a têmpera intensiva é aquela que proporciona “tensões residuais compressivas máximas” ao componente tratado termicamente.

Mei descreve que uma agitação suficientemente violenta deve ser necessária para que se chegue a um valor de severidade de Grossman maior que 6 para que as condições de têmpera intensiva sejam atingidas. Entretanto, os valores de severidade de têmpera demonstrada por Grossman são de tentativa e erro, ou seja, são empíricos.

A transferência de calor durante a têmpera pode ser descrita pelo número de Biot, conforme Equação 2.14.

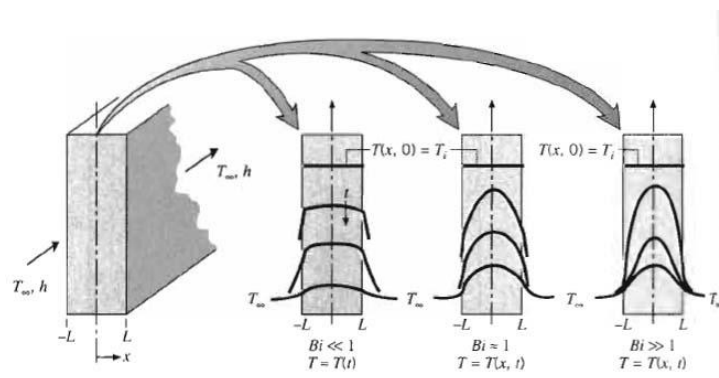


$$Bi = \frac{\alpha}{\lambda} \cdot Q \quad \text{Equação 2.14}$$

onde  $\alpha$  é o coeficiente de transferência de calor,  $\lambda$  é a condutividade térmica do metal e  $Q$  é o raio do cilindro, esfera ou a meia-espessura de uma placa (3, 50, 54, 60).

O número de Biot é um número adimensional usado em cálculos de transferência de calor não-estacionários. Fornece um índice da razão entre a resistência da transferência dentro e na superfície de um corpo. Esta taxa determina quando as temperaturas dentro do corpo irão variar significativamente no espaço enquanto o corpo aquece ou resfria com o tempo, a partir de um gradiente de temperatura no objeto.

O significado físico do número de Biot pode ser entendido imaginando o fluxo de calor a partir de uma esfera metálica aquecida quando subitamente imersa em uma piscina. O fluxo de calor encontra duas resistências: uma resistência dentro da esfera e outra resistência na interface metal/fluido. Se a resistência térmica na interface fluido/esfera excede a resistência oferecida pelo interior da esfera metálica, o número de Biot será menor que um. Em contraste, se a esfera metálica for grande, há aumento no número de Biot e os gradientes térmicos tornam-se importantes. O número torna-se maior que um. Assim, a resistência interior ao fluxo de calor excede ao da fronteira esfera/fluido. O desenho esquemático da Figura 2.14 mostra diferentes perfis de temperatura quando se altera o número de Biot (61).



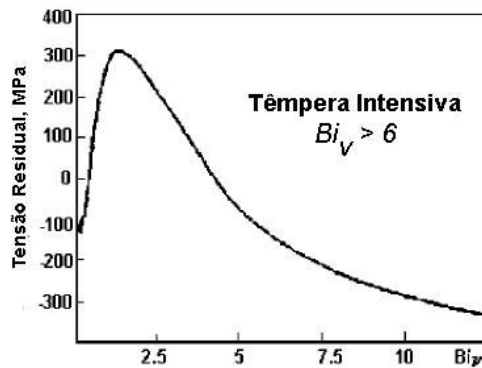
**Figura 2.14 – Distribuição de temperaturas transientes para diferentes números de Biot em uma parede plana simetricamente resfriada por convecção (61).**

Em resumo, essa equação expressa que a transferência de calor é proporcional ao tamanho da seção (espessura) do metal sendo temperado e do coeficiente de transferência de calor na interface entre o metal sendo resfriado e o refrigerante, como também é inversamente proporcional à condutividade do metal (61). O número de Biot deve ser maior que 18 para se obter altas tensões compressivas no processo de têmpera intensiva.

Para melhor relacionar o número de Biot ao tamanho e forma, o critério de Biot generalizado  $Bi_V$  é calculado a partir da Equação 2.15.

$$Bi_V = \frac{\alpha}{\gamma} \cdot L = \frac{\alpha}{\gamma} \cdot K \cdot \frac{S}{V} \quad \text{Equação 2.15}$$

onde o valor de  $L$  é a característica de tamanho,  $S$  é a área superficial da peça sendo tratada,  $V$  é o volume da peça e  $K$  é o coeficiente de forma de Kondratyev (fator de forma) que pode ser encontrado em tabelas de referência. Tensão residual e sua relação com o número de Biot pode ser vista na Figura 2.15 (3, 50, 54, 60).



**Figura 2.15 – Tensões residuais na superfície de uma amostra cilíndrica sólida em função do número de Biot generalizado (50, 54, 60).**

Outra definição de têmpera intensiva (3, 50, 54, 60) é proveniente do número de Kondratyev ( $Kn$ ) (Equação 2.16), que é definido numericamente como:

$$Kn = \psi \cdot Bi_V = \frac{Bi_V}{(Bi_V^2 + 1,437Bi_V + 1)^{1/2}} \quad \text{Equação 2.16}$$

onde  $\psi$ , o critério de não-uniformidade de campo, é definido conforme descrito na Equação 2.17.

$$\psi = \frac{T_{sf} - T_m}{T_V - T_m} \quad \text{Equação 2.17}$$

onde  $T_{sf}$  é a temperatura média da superfície do componente sendo temperado,  $T_m$  é a temperatura do refrigerante e  $T_V$  é a temperatura média sobre o volume do componente.

O valor  $\psi$  pode ser também definido em termos do critério de Biot generalizado bem como está descrito na Equação 2.18.

$$\psi = \frac{1}{(Bi_V^2 + 1,437Bi_V + 1)^{1/2}} \quad \text{Equação 2.18}$$

Essas equações indicam que:

- (i) Quando  $Bi_v \rightarrow 0$ ,  $\psi \rightarrow 1$  e  $T_{sf} \approx T_v$  isso significa que o campo de temperatura do corpo a ser temperado é uniforme.
- (ii) Se  $Bi_v \rightarrow \infty$ ,  $\psi \rightarrow 0$  e  $T_{sf} \approx T_m$  que significa que a temperatura superficial do corpo a ser resfriada é a mesma da temperatura do refrigerante, na imersão no fluido. Para completar isso, a relativa alta quantidade de calor sendo desprendida da superfície do metal para o refrigerante requer não somente altas taxas de agitação, mas também altas taxas de fluxo de refrigerante para remover o calor tão rápido quanto ele for saindo do aço.
- (iii) Se houver resfriamento rápido na superfície antes da imersão inicial no refrigerante, pode ser assumido que a temperatura de núcleo fica essencialmente igual. É dessa forma que é conseguida uma camada dura e tensões compressivas máximas.

Uma terceira definição de têmpera intensiva é que o número de Kondratyev para um processo de têmpera intensiva deve estar em torno de  $0,8 \leq Kn \leq 1$ . Este número não apenas caracteriza a não-uniformidade térmica, mas também a interação entre a superfície do corpo e o ambiente. O número de Kondratyev é o valor mais conhecido universalmente que serve para descrever as condições de resfriamento nas quais tensões residuais compressivas são criadas na superfície.

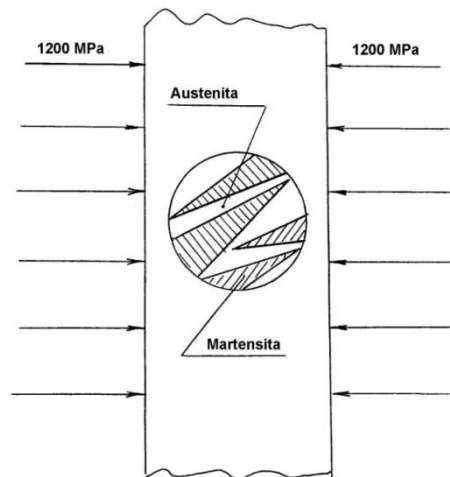
É importante notar que um processo de têmpera intensiva pode ser interrompido no tempo que tensões compressivas máximas são formadas, o qual ocorrerá na então chamada profundidade ótima de camada endurecida (3, 50, 54, 60).

#### Fenômeno do Superendurecimento

O fenômeno do superendurecimento se baseia em um resfriamento intensivo na faixa de transformação martensítica que resulta em um endurecimento adicional do material com a melhora simultânea das suas propriedades plásticas. Foi estabelecido que dentro da faixa martensítica, há uma taxa de resfriamento crítica tão alta que tanto diminui a probabilidade de trincamento na têmpera como também endurecimento adicional é observado (55,56, 62).

Imagine a camada superficial comprimida ao limite (1200 – 1500 MPa) na qual existem placas de martensita tendo um volume específico maior que a estrutura austenítica inicial superresfriada. O período de aparecimento dessas placas é muito curto e igual a menos que  $10^{-6}$  s. A placas de martensita deformam a austenita superresfriada, que está

entre elas (Figura 2.16). Quanto maior a taxa de resfriamento dentro da faixa de formação de martensita, maior é a extensão de austenita deformada, e conseqüentemente maior é a densidade de discordâncias. Por outro lado, durante resfriamento rápido não há tempo suficiente para as discordâncias se acumularem na fronteira dos grãos e para formar núcleos de futuras microtrincas, ou seja, elas estão congeladas no material (55,56, 62).

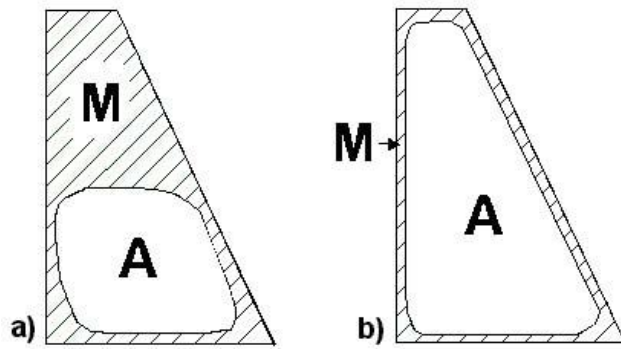


**Figura 2.16 – Transformação da austenita em martensita na camada comprimida na superfície (55, 56, 62).**

É importante notar que a martensita que é formada em têmpera convencional tem uma morfologia de placas ou agulhas, enquanto, que a martensita formada por têmpera intensiva primariamente tem uma morfologia do tipo “empacotada”. Essa diferenciação se dá devido aos contornos de grão mais estáveis no material resfriado intensivamente (55, 56, 62).

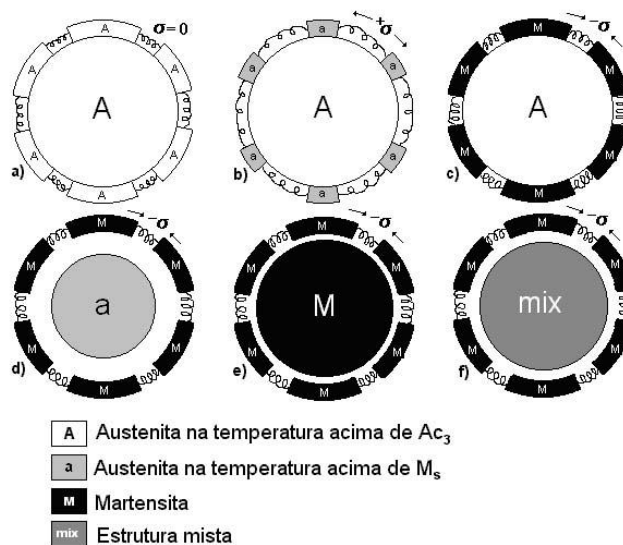
### **2.2.5 Mecanismo de Formação de Tensões Compressivas Máximas**

No tratamento térmico convencional, a parte em que se forma primeiramente a martensita é a região mais delgada do componente, como visto na Figura 2.17. Essa região é a que resfria mais rapidamente justamente por ter uma largura menor. Uma vez que a martensita tem a tendência de expandir por ter um volume específico maior e como também a região mais grossa contrai-se continuamente devido ao resfriamento, são criadas tensões que podem resultar em trincas e distorções do componente. Se o mesmo componente for resfriado uniforme e rapidamente, existe a criação de uma camada uniforme e endurecida de martensita. Esta camada cria altas tensões compressivas resultando em baixa distorção e baixa probabilidade de trincamento (2, 6, 48, 49, 51, 53).



**Figura 2.17 – Formação de martensita durante a têmpera. Têmpera convencional (a). Têmpera intensiva (b) (2, 6, 48, 49, 51, 53).**

Para exemplificar a obtenção de tensões compressivas no componente, um pequeno esquema simplificado pode ser descrito. Nessa simplificação, o componente em questão seria composto por duas camadas: uma camada superficial e um núcleo. Assume-se também que a camada superficial consiste em vários segmentos unidos através de molas, formando assim um anel elástico, esquematizado na Figura 2.18. Quando toda a peça de aço está aquecida a uma temperatura superior a  $A_{c3}$ , não existe tensão entre os segmentos. Durante a têmpera, a camada superficial resfria rapidamente resultando na contração de elementos. Para compensar a contração dos segmentos na camada superficial durante o resfriamento, as molas expandem-se simulando o desenvolvimento de tensões tangenciais. Quando a camada superficial atinge a  $M_s$ , a austenita na superfície transforma-se em martensita. Com isso, existe a expansão da camada superficial, causando contração nas molas. A contração das molas ilustra o desenvolvimento das tensões residuais compressivas na superfície.



**Figura 2.18 – Condições de tensão superficial durante a têmpera intensiva (2, 6, 51, 53).**

Enquanto a estrutura de martensita está sendo formada na camada superficial, o núcleo continua a resfriar até a temperatura  $M_s$ , encolhendo em tamanho enquanto resfria. Enquanto o núcleo diminui, a camada martensítica mantém o tamanho original do componente com baixa distorção. O núcleo austenítico que se contrai leva a camada superficial de martensita para através do centro do componente aumentando as tensões compressivas superficiais (com as molas entre os segmentos superficiais contraindo). Nota-se que o material não “quebra” entre o núcleo austenítico que está contraindo e a camada martensítica superficial. Isso ocorre porque a austenita aquecida está em um estado superplástico; quando as tensões entre a superfície e o núcleo do componente excedem a tensão de escoamento, a austenita se deforma para manter a integridade.

É importante notar que durante a têmpera intensiva, a camada superficial do componente chega à temperatura  $M_s$  tão rapidamente que a região do núcleo está ainda muito quente. Se a têmpera intensiva continuar, em alguns segundos a martensita estaria se formando no núcleo, resultando na expansão deste. A parte expandida do núcleo empurra a parte da camada superficial resultando na diminuição da tensão compressiva superficial. Seria como se as molas estivessem afastando os segmentos superficiais com um movimento de expansão. Ao mesmo tempo, as tensões compressivas superficiais chegam ao máximo valor antes da martensita começar a se formar no núcleo. O elemento chave do processo de têmpera intensiva é interromper o resfriamento rápido e uniforme quando as tensões compressivas forem máximas. A interrupção é feita simplesmente removendo o componente da têmpera intensiva. Uma vez que a taxa de resfriamento da camada superficial do componente diminui, o núcleo também começa a se resfriar lentamente e o avanço da transformação de fase martensítica pode diminuir ou cessar inteiramente se o componente for espesso. Se a formação de martensita cessar, a austenita remanescente no núcleo transforma-se em fases intermediárias, como bainita, ferrita e perlita.

É importante notar que a criação de tensões residuais compressivas na superfície está em contraste com a têmpera convencional onde tensões residuais superficiais são usualmente de tração ou neutras quando o componente é temperado convencionalmente. Isso ocorre porque na têmpera convencional a temperatura de núcleo do componente está logo acima da temperatura  $M_s$  quando a martensita começa a se formar na camada superficial do componente. A contração anterior à transformação de fase do núcleo nesse caso é negligenciável comparado à têmpera intensiva e este não compensa a expansão do núcleo subsequente. Em têmperas não-intensivas, a expansão do núcleo é maior que a contração anterior à transformação de fase. Portanto, após têmpera convencional, o núcleo

expandido empurra os segmentos de superfície criando tensões de tração na superfície do componente. Isto explica o porquê muitos componentes temperados via convencional são “instáveis” e podem trincar se não revenidos logo após serem temperados (2, 6, 51, 53).

## 2.2.6 Tipos de Têmpera Intensiva

Dos métodos de têmpera intensiva, é possível destacar três que são comercialmente utilizados: IQ-1, IQ-2 e IQ-3. Existem dois outros processos, IQ-4 e IQ-5, mas eles não serão discutidos no presente trabalho (5). Os processos IQ-1 a IQ-3 se diferem pelos modos de transferência de calor durante a têmpera intensiva. Nos processos de IQ-1, ocorre a ebulição de filme e ebulição nucleada na superfície do componente. No processo IQ-2, não ocorre à ebulição de filme e o modo primário de transferência de calor na superfície do componente é a ebulição nucleada, que é seguida pelo resfriamento convectivo. Finalmente; o processo IQ-3, onde a intensidade do resfriamento é suficientemente grande, não ocorre ebulição de filme e nem a ebulição nucleada, sendo a convecção o modo de transferência de calor (2, 4).

### Método IQ-1

O processo IQ-1 é um método de têmpera de dois estágios. Este processo é utilizado para ligas com médio a alto teor de elementos de liga. Durante o primeiro estágio, o resfriamento é lento, partindo da temperatura de austenitização até a temperatura de início de formação da martensita. Como o gradiente de temperaturas através da seção é desprezível devido ao resfriamento lento, pode-se dizer que a temperatura é uniforme em toda seção transversal da peça, indicando assim que a temperatura  $M_s$  de início no segundo estágio é igual em toda a região transversal do componente.

No segundo estágio do processo, jatos de água ou fluxo direcionado de solução refrigeradora ocasionam uma taxa de resfriamento muito rápida. Resfriamento tão brusco resulta na formação de tensões superficiais compressivas na superfície do componente. Essas tensões superficiais compressivas fixam a baixa distorção obtida no primeiro resfriamento e também promovem endurecimento adicional, ou superendurecimento, no material.

Entretanto, existem limitações do processo IQ-1, visto que na primeira etapa são utilizados refrigerantes normais, como óleo e soluções com polímero e que a segunda etapa ocorre numa câmara separada. O uso desses refrigerantes limita a capacidade de

endurecimento do aço e a necessidade de uma segunda câmara dificulta o processo de endurecimento, levando-o a um custo elevado (2-5, 51, 54).

### Método IQ-2

O processo IQ-2 é um método em três etapas. Primeiramente, ocorre o resfriamento rápido no modo de transferência de calor de ebulição nucleada, após ocorre o resfriamento curto em ar e por fim, ocorre o resfriamento convectivo no tanque de têmpera. Durante o processo IQ-2, a duração da ebulição do filme é minimizada para não permitir que haja trincas e distorções. Portanto, salmoura é utilizada no processo, eliminando a ebulição de filme da seguinte maneira: a solução de água e sal contém íons negativamente carregados e a parte aquecida está sempre positivamente carregada. Quando a parte positivamente carregada entra no tanque de têmpera, os íons negativos são atraídos para a superfície do componente. Os íons de sal juntamente com o fluxo destroem fisicamente a cortina de vapor. Durante o primeiro estágio do resfriamento no processo IQ-2, martensita se forma rapidamente na superfície. Para evitar trincamento, o resfriamento é interrompido quando há menos que 50% de martensita formada e a camada superficial ainda está na forma 'plástica'. O aço é removido do refrigerante, sendo agora resfriado ao ar. Nesse estágio, o calor do centro do componente começa a revenir a martensita existente na camada superficial. A temperatura equaliza-se através da área transversal. Nesse segundo estágio, as tensões compressivas desenvolvidas no primeiro estágio do processo são fixadas. Adicionalmente, como um resultado do auto-revenimento, a camada superficial de martensita é reforçada, dessa forma elimina-se um possível trincamento no último estágio do método. Para a terceira etapa, o componente volta ao tanque de têmpera para que ocorram as transformações de fase adicionais através de convecção. A limitação do processo IQ-2 é que a solução de salmoura à temperatura de ebulição não coincide muitas vezes com a temperatura final da transformação martensítica (2-5, 51, 54).

### Método IQ-3

O processo IQ-3 apresenta-se como melhor método de têmpera intensiva, envolvendo apenas uma etapa. Quando o processo é aplicado, o resfriamento da peça é tão efetivo que tanto a ebulição do filme quanto a ebulição nucleada são freadas e a troca de calor do sistema que se estabelece é somente convectiva. Nesse método, resfriamento intensivo é contínuo e uniforme sobre toda a superfície do componente até o momento que a superfície atinge o máximo de tensões residuais compressivas. Portanto, o segundo



elemento chave é interromper a têmpera quando as tensões forem máximas e a profundidade de camada cementada ótima.

Existem três grandes pontos em se considerar sobre esse método. O primeiro é a dificuldade de manter um fluxo de água em alta velocidade uniformemente por todo o componente. E isto é especialmente complicado para componentes com geometria complexa. Outro critério nos informa que partes muito delgadas são de difícil aplicação neste método, pois é muito difícil manter um gradiente de temperaturas para que seja obtida 100% de martensita na superfície do componente e ao mesmo tempo obter um núcleo austenítico que se converterá a uma estrutura mais dura posteriormente. Para partes pouco espessas, a alta velocidade da água e o tempo curto para interrupção tornam o processo impraticável. Finalmente, este método não é adaptável para têmperas em batelada uma vez que é praticamente impossível promover jatos de água em alta velocidade e com uniformidade através de toda a carga (2-5, 51, 54).

#### Equipamentos Utilizados

Atualmente existem dois tipos gerais de equipamentos para têmpera intensiva. O primeiro resulta da implementação do método de IQ-3 para o tratamento de componente a componente. O segundo é baseado no método IQ-2 para têmpera em batelada ou para têmpera de peça por peça com geometria complexa.

O sistema para têmpera do método IQ-2 é parecido com o tipo de equipamento utilizado em têmpera convencional com óleo. As diferenças são: a) o método IQ-2 utiliza como refrigerante uma solução com baixa concentração de sal em água (10%); b) esse sistema deve conter uma taxa de agitação rápida; c) deve ser equipado com um elevador rápido uma vez que a duração do intervalo entre as duas etapas é calculada em segundos; d) o método deve ser automatizado para ter as três etapas com duração bem controlada (63).

Para implementar o método IQ-3, é necessário promover um resfriamento rápido e uniforme para que uma camada cementada com máximas tensões compressivas e uma profundidade de camada ótima. Uma vez que a camada tenha sido criada, a têmpera intensiva é interrompida e o componente resfria ao ar com o núcleo resfriando por condução através da camada externa. O método IQ-3 pode ser realizado de duas formas diferentes: para partes com geometria simples, um jato de água ao longo da superfície da parte pode promover o resfriamento intensivo. Para peças com geometrias complexas, um jato de água com impingimento é uma maneira muito eficiente de ser resfriada

intensivamente. Em ambos os casos, uma bomba garante a necessária velocidade e a uniformidade do fluxo de água intensivo (4, 5, 51).

É visto na Figura 2.19 uma parte do sistema de resfriamento envolvendo o método IQ-3. A parte metálica é inserida em um casulo (apontado com uma seta) e este é fechado. Após isso, há um forte fluxo de água o qual estabelece altas taxas de resfriamento e faz com que o tratamento de têmpera intensiva seja possível (63).



**Figura 2.19 – Equipamento de têmpera intensiva (63).**

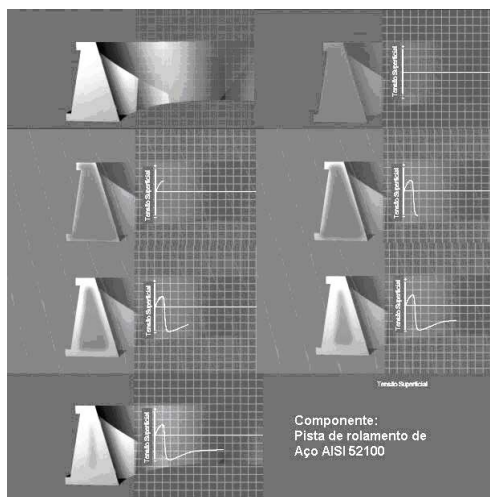
#### Modelamento do Processo de Têmpera Intensiva

O projeto de têmpera intensiva envolve o uso de modelamento computacional e simulação que pode ser adaptado a qualquer componente. O processo começa por analisar os perfis térmicos e de tensão do componente durante a têmpera usando um enfoque de elementos finitos. Esse modelo inclui uma equação não-linear de condução de calor transiente e um grupo de equações descrevendo o fluxo termoplástico-plástico com o endurecimento cinemático da superfície do componente. Uma técnica de iteração é usada para resolver o sistema de equações. A cada passo de tempo e espaço, os resultados do cálculo são comparados com o diagrama termodinâmico da transformação da austenita super-resfriada, e novas características mecânicas e termofísicas são escolhidas para o próximo passo. Esta análise procura o ponto ao longo da curva de resfriamento onde as tensões superficiais compressivas são maximizadas. O cálculo resulta em:

- campo de temperaturas;
- composição da fase dos materiais;
- distribuição de tensões;
- distribuição de distorções;

- duração de cada etapa de resfriamento dos processos IQ-2 e IQ-3.

A Figura 2.20 mostra os resultados da simulação pelo programa DANTE de um processo típico de têmpera por indução e de dureza da camada uniforme adquirida (4, 5, 51, 52).

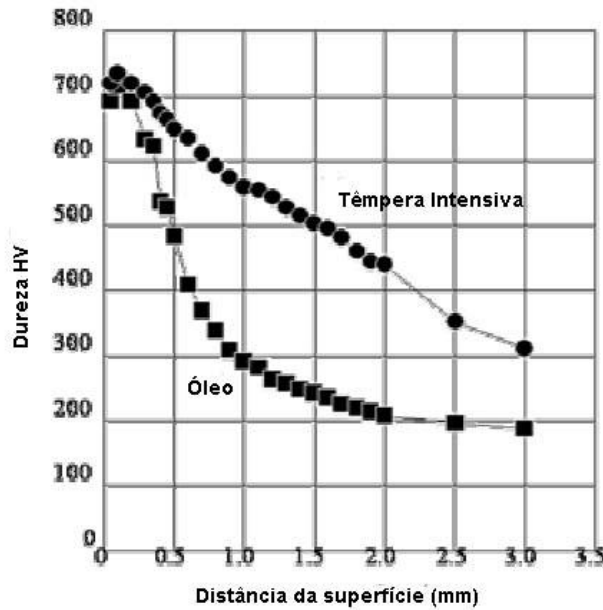


**Figura 2.20 – Simulação de têmpera intensiva em função do tempo de uma pista de mancal de rolamento de aço AISI 52100 (4,5,52,54).**

### 2.2.7 Têmpera Intensiva em Aços Cementados

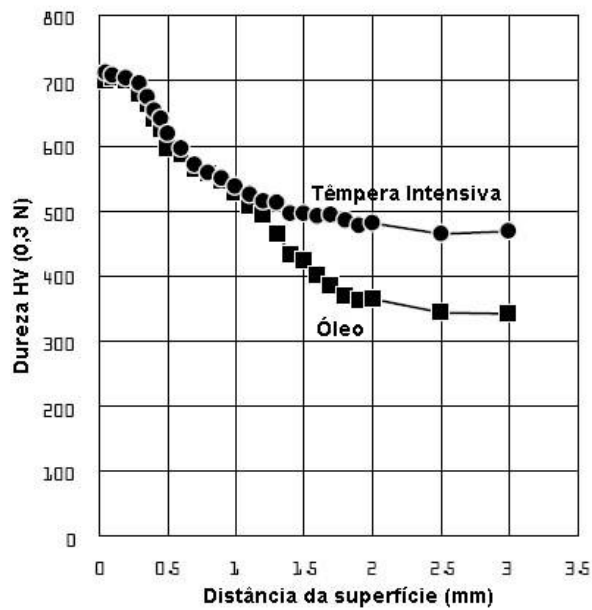
O método de têmpera intensiva, quando aplicado, pode encurtar os ciclos de cementação ou, em alguns casos, até mesmo eliminar esse tratamento. Com esse tratamento, aços ligados podem ser substituídos por aços de baixo teor de carbono, resultando em significativa redução de custos, o que é visto no presente trabalho.

Em estudo realizado por Kimura et al. (49), a diferença na distribuição de dureza após têmpera convencional e têmpera intensiva foi estudada em barras de aço confeccionadas a partir de AISI 1018 e AISI 8620. Todas as barras foram cementadas no mesmo forno com o mesmo potencial de carbono, apresentando o mesmo perfil de carbono. A Figura 2.21 mostra a distribuição de dureza nas barras de AISI 1018 após a têmpera intensiva e a têmpera convencional. A dureza do material para o mesmo conteúdo de carbono depende muito da taxa de resfriamento. Uma camada mais profunda é atingida com o método de têmpera intensiva comparada à têmpera convencional.



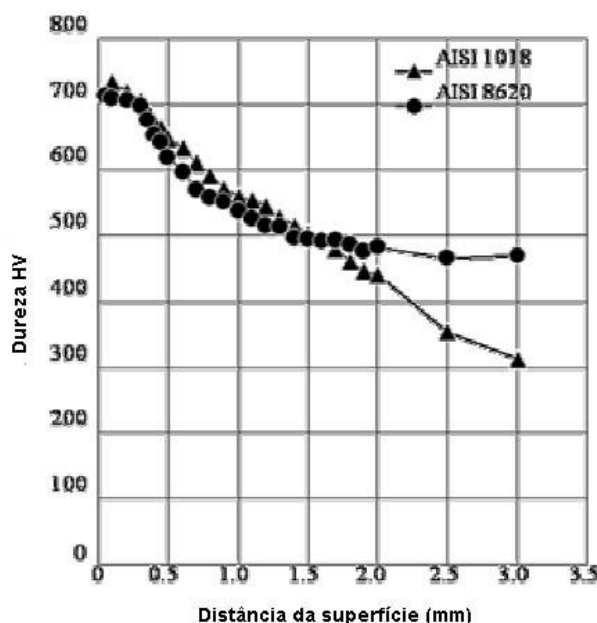
**Figura 2.21 – Perfil de microdureza em amostras de aço AISI 1018 temperados tanto convencionalmente como intensivamente (49).**

A Figura 2.22 apresenta a distribuição de dureza para o AISI 8620 após têmpera convencional e têmpera intensiva. Devido a maior temperabilidade do AISI 8620 frente ao AISI 1018, não há variação nos valores de dureza abaixo de 1 mm de profundidade. Observa-se que a dureza difere em localizações mais profundas que 1 mm uma vez que há diferença de taxa de resfriamento para os dois métodos (49).



**Figura 2.22 – Perfil de microdureza em amostras de aço AISI 8620 temperados tanto convencionalmente como intensivamente (49).**

Na Figura 2.23 é mostrado que a distribuição de dureza após têmpera intensiva para as amostras de AISI 8620 e AISI 1018. O método de têmpera intensiva um aço de menor temperabilidade pode ser usado, obtendo-se o mesmo perfil de dureza que um aço de mais alta liga. Esse princípio se aplica diretamente ao que está sendo estudado nessa presente dissertação (49).



**Figura 2.23 – Perfil de microdureza em amostras de aço AISI 1018 e AISI 8620 temperados intensivamente (49).**

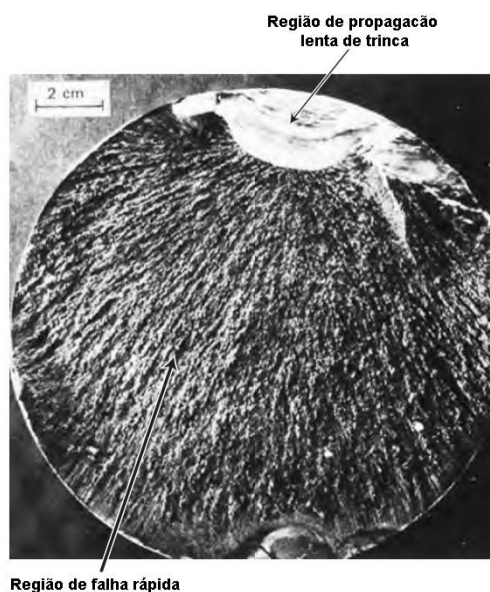
## 2.3 *Fadiga*

### 2.3.1 **Introdução e Definições**

O primeiro grande impacto com relação a falhas por tensões repetidas envolveu a indústria ferroviária por volta de 1840. Naquela época, foi verificado que eixos falhavam regularmente na região dos ressalto. Como medida de segurança, a eliminação de cantos vivos foi recomendada. A palavra “fadiga” foi introduzida nas décadas de 1840 e 1850 para descrever falhas ocorridas por tensões cíclicas. Esta palavra continuou a ser usada para a descrição normal de falha que ocorre devido a tensões repetidas. Na Alemanha durante as décadas de 1850 e 1860, August Wohler realizou vários testes de fadiga em laboratório. Esses experimentos estavam relacionados com falhas de eixos ferroviários e são considerados como a primeira investigação sistemática sobre fadiga realizada até então (64).

A falha por fadiga é abrupta, uma vez que ocorre sem aviso prévio, ou seja, sem grande deformação na região fraturada. Falhas por fadiga podem ser reconhecidas a partir

da aparência da região fraturada. A região fraturada é usualmente perpendicular à direção da tensão de tração principal. A superfície de fratura apresenta uma região lisa, devido à ação de avanço da trinca, e uma região rugosa, onde o componente falhou, visto que a seção remanescente não era mais capaz de suportar aquela carga (65). Uma falha típica por fadiga pode ser vista na Figura 2.24.



**Figura 2.24 – Superfície de falha por fadiga típica (66).**

São três os fatores básicos necessários para causar falha por fadiga: (a) uma tensão de tração máxima suficientemente alta; (b) uma variação ou flutuação na tensão aplicada suficientemente grande; (c) um número de ciclos de aplicação da tensão também suficientemente grande (65).

O presente trabalho abordará a fadiga e fratura em componentes cementados. A literatura introdutória relacionada ao fenômeno da fadiga em materiais metálicos é extensa. Tópicos como os diferentes tipos de tensões flutuantes e a morfologia das curvas de Wohler, bem como os fatores que influenciam a vida em fadiga e aspectos micro e macroscópicos desse fenômeno podem ser consultados em artigos e livros (64-70)

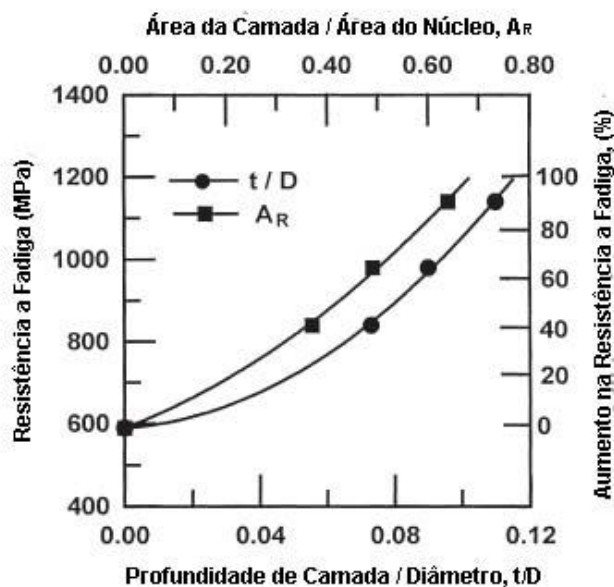
### **2.3.2 Fadiga em Aços Cementados**

É sabido que a superfície das estruturas são as regiões mais suscetíveis para o fenômeno da fadiga iniciar seu processo. O aumento na resistência à fadiga em aços cementados pode ser atribuído à formação de camada de alta resistência e às tensões residuais compressivas na superfície.

Para aços cementados, um importante fator que controla o desempenho na fadiga é a profundidade de camada cementada. No trabalho de Genel et al. (71) é colocado que

tanto trabalhos teóricos como práticos revelaram que ao aumentar a profundidade da camada há a tendência de aumentar a vida em fadiga. No entanto, o aumento de resistência devido ao aumento de profundidade de camada é limitado, sendo que profundidades de camada muito profundas acabariam por reduzir o desempenho em fadiga.

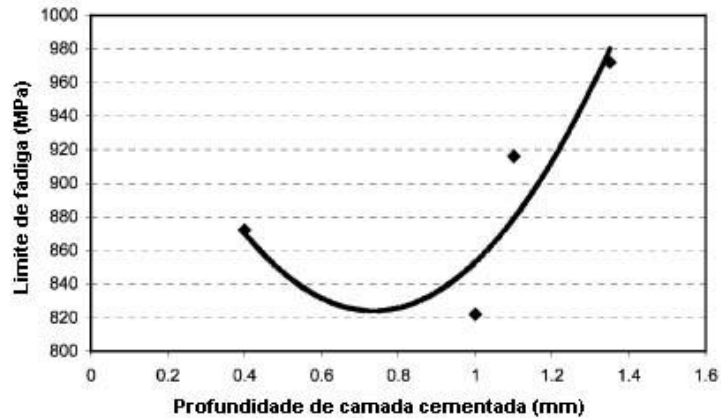
Na Figura 2.25, usa-se um parâmetro adimensional no eixo das abscissas, sendo este a razão entre profundidade de camada cementada e o diâmetro do corpo de prova. No eixo das ordenadas, expõe-se a resistência à fadiga.



**Figura 2.25 – Efeito da profundidade relativa de camada e área frente à resistência mecânica em aço AISI 8620 (71).**

Devido à possibilidade de “case crushing” e fadiga por pites de corrosão, maiores profundidades de camada não asseguram melhor resistência à fadiga. Nesse estudo, é recomendado que a profundidade de camada relativa esteja entre 0,10 e 0,15, nunca excedendo 0,20. A redução de tensões residuais compressivas na superfície com o aumento da profundidade de camada e a tendência de formação de trinca pela camada cementada dura e frágil pode ser entendida como fator principal que limita a influência benéfica da camada cementada (71).

Segundo Farfán et al. (72), ensaios de fadiga controlados por tensão, de alto ciclo, foram conduzidos e a influência da espessura de camada cementada foi avaliada. Nesse contexto, afirma-se novamente que quanto maior for a profundidade de camada, maior é a resistência à fadiga, exceto para camadas muito finas. Essa relação é exposta na Figura 2.26. Na fadiga de baixo ciclo, testes de fadiga controlados por deformação foram realizados e verificou-se que conforme se aumentava a espessura de camada, a vida em fadiga também melhorava.



**Figura 2.26 – Limite de fadiga em função da profundidade de camada cementada (72).**

Segundo Asi et al. (41), a melhora na resistência à fadiga com o aumento da profundidade de camada é limitada, sendo que profundidades muito grandes podem causar uma redução na performance em fadiga, particularmente dependendo do decréscimo das tensões residuais compressivas na superfície. De forma a obter máximo ganho na resistência à fadiga, a profundidade de camada cementada deve estar dentro de uma faixa, dependendo da espessura e tamanho da amostra.

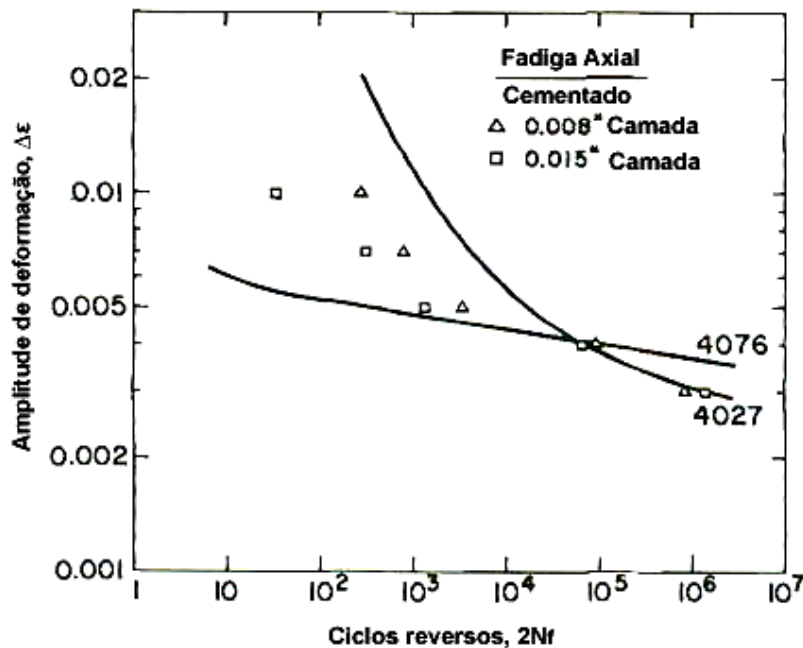
É visto que ao aumentar-se a profundidade de camada cementada, há um favorecimento no aumento da profundidade de oxidação interna e, por consequência, à produção de estruturas não-martensíticas, fato que pode afetar adversamente à distribuição de tensões residuais e na resistência à fadiga. Camadas cementadas mais espessas apresentam pior resistência à fadiga, devido à possibilidade de uma profundidade maior de oxidação interna e menores tensões residuais compressivas (41).

Os estudos de Yin e Fatemi (73) e de Landgraf e Richman (74) levaram em consideração a camada cementada e o núcleo e suas interações na análise de vida em fadiga de componentes cementados. Ensaio para levantamento de curvas de fadigas foram realizados em três tipos de amostras: amostras que representam a camada cementada (material de camada do aço AISI 4076), amostras que representam o núcleo (amostra de núcleo do aço AISI 4027) e amostras as quais foram cementadas (amostra de AISI 4027 com camada cementada).

Os testes de fadiga uniaxiais representando os três tipos de material foram conduzidos. Na região de baixo ciclo, o material de núcleo apresentou melhor desempenho que o material de camada, devido a sua grande ductilidade, enquanto na região de alto ciclo o oposto é encontrado. Foi concluído que uma troca no local de origem da falha ocorre na intersecção das duas curvas do material de camada e do material de núcleo, como



visto na Figura 2.27. Os ensaios de fadiga em amostras cementadas indicaram que em baixo ciclo os pontos ficaram entre as curvas de material de camada e material de núcleo uma vez que nesse regime trincas são formadas cedo na vida em fadiga e então se propagam através do núcleo tenaz. No ponto de cruzamento, todas as amostras apresentam vida em fadiga similar. No regime de alto ciclo, os pontos caem sobre a linha simulada do material de núcleo, o que indica que agora o núcleo tornou-se o elo mais fraco. É notado que iniciação de trinca é subsuperficial para esses casos, sendo que os efeitos combinados das inclusões, tensões residuais e amplitude de tensão aplicada influenciam o processo de nucleação da trinca (73, 74).



**Figura 2.27 – Ensaio de fadiga para amostras de aço AISI 4076, AISI 4027 e amostras cementadas de AISI 4027 (73, 74).**

Em campos de deformação uniformes, invariavelmente é o “elo mais fraco” do compósito que falha primeiramente, a menos que tensões residuais persistentes possam compensar pelo diferencial na resistência a carregamento reverso. Esse conceito é baseado na suposição que a resistência do material é determinada pelas imperfeições no núcleo e/ou na superfície que estão igualmente distribuídas na região tensionada. A fratura é causada pelo “elo mais fraco”, ou seja, a pior imperfeição com relação a nucleação de trinca (74).

Portanto, no regime de alto ciclo, é esperada falha no núcleo como fator limitante. Em baixo ciclo, dois fatores permitem alguma manipulação na resistência à fadiga. O padrão de tensões residuais através da seção é função da espessura de camada e do conteúdo de carbono. A iniciação de trinca pode, portanto, ser prevenida se for realizado

um tratamento que assegure uma grande espessura de camada cementada. Essas tensões vão relaxar, entretanto, na presença de deformações plásticas reversíveis. Também, a duração da propagação de trinca será aumentada quanto maior for a área tensionada representada pelo núcleo (74).

Adicionalmente, curvas de fadiga por deformação foram conduzidas no estudo de Yin et al. (73), uma para cada tipo das três amostras, que estão expostas nas Figuras 2.28, 2.29 e 2.30. As falhas sub-superficiais foram observadas em alto ciclo tanto para amostras cementadas quanto para amostras representativas da camada. Essas falhas ocorrem abaixo de uma dada deformação (0,65% para as amostras de camada e 0,5% para as amostras cementadas). Porque a resistência cíclica de escoamento do material de camada é maior que a do material cementado, tensões residuais do material de camada relaxam em maiores amplitudes de deformação, o que explica porque a amplitude de deformação na qual nucleação subsuperficial ocorre para o material de camada é maior que para o material cementado. Para testes com grande amplitude de deformação com deformação plástica, as tensões residuais relaxam, assim falhas superficiais ocorrem nos ensaios.

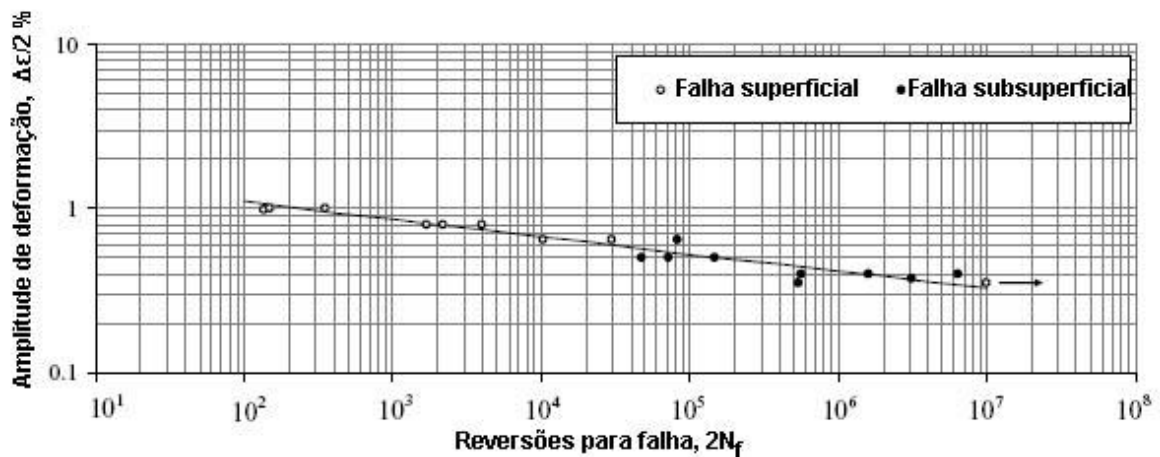


Figura 2.28 – Amplitude de deformação em função das reversões até a falha para um aço AISI 8620 relativo ao material de camada (73).

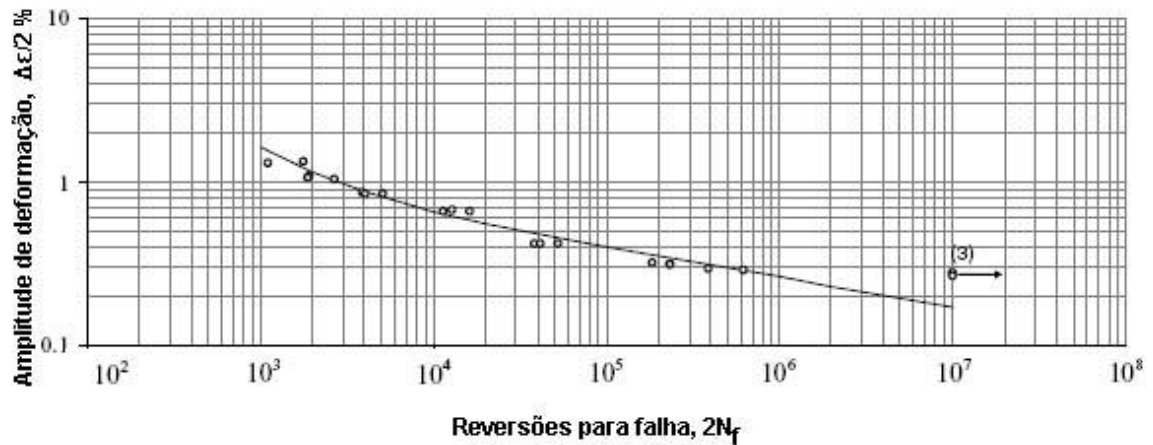


Figura 2.29 – Amplitude de deformação em função das reversões até a falha para um aço AISI 8620 relativo ao material de núcleo (73).

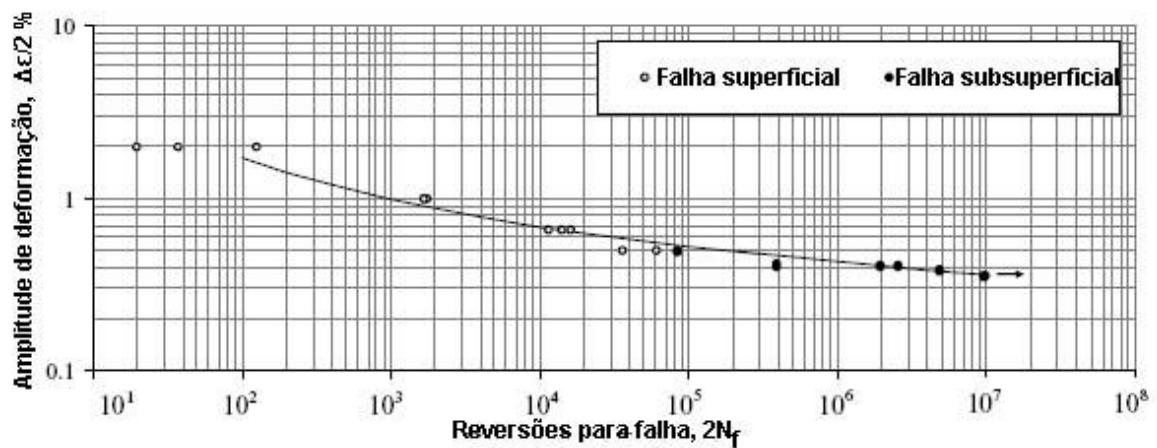


Figura 2.30 – Amplitude de deformação em função das reversões até a falha para um aço AISI 8620 relativo ao material cementado (73).

### 2.3.3 Fratura em Aços Cementados

Os mecanismos mais comuns de fratura em materiais e ligas metálicas são: dúctil, clivagem e intergranular. O primeiro caso é o resultado da nucleação, crescimento e coalescência de vazios microscópicos que iniciam em inclusões e partículas de segunda fase. A fratura por clivagem envolve a separação ao longo de planos cristalográficos; de forma transgranular. A fratura intergranular ocorre quando as fronteiras de grão são caminhos preferenciais no material (72).

Nas fractografias de aços cementados fraturados, de acordo com Farfán et al. (72), três zonas são identificadas: uma com mecanismo de fratura intergranular, outra com fratura dúctil e no meio uma combinação das duas. A primeira zona, intergranular, é resultado do depósito de cementita nos contornos de grão (72). Além da cementita, falha

intergranular também é associada à segregação de fósforo. Esses compostos são depositados no momento do processo de cementação e têmpera (19). A segunda zona, dúctil, é formada devido à nucleação, crescimento e coalescência de vazios microscópicos que se iniciam nas inclusões. Há uma zona de transição na qual é observada uma combinação de mecanismos de fratura.

Panhans et al. (42) mostra que a resistência à fadiga de alto ciclo de um aço AISI E9310 com dois diferentes níveis de austenita retida e de tensões residuais ensaiado por rotação, as regiões na superfície dos corpos de prova ensaiados são distintas macroscopicamente: fratura por fadiga através da camada cementada (Região I), fratura por fadiga através do núcleo (Região II) e fratura final através do núcleo (Região III). Exame microscópico mostrou que na região de camada cementada a fratura era majoritariamente intergranular, embora em algumas amplitudes maiores de tensão foram obtidos alguns locais com fratura transgranular. A fratura de fadiga na região do núcleo do material apresentou estriações de fadiga e trincas secundárias paralelas à frente de propagação da trinca e perpendicular à direção de crescimento da trinca. A região de fratura final exibiu microcavidades equiaxiais.

Lazaridis et al. (75) realizou um estudo sobre fractografia de aços cementados ensaiados ciclicamente em flexão. Desta forma, foi avaliado, via microscopia eletrônica de varredura (MEV), que a trinca é nucleada na superfície da camada cementada e propaga-se em direção ao núcleo até que esta se torne grande o bastante e ocorra uma ruptura final. A aparência da trinca varia de acordo com a taxa de crescimento da trinca e da dureza da matriz do material. O crescimento de trinca de fadiga em baixa tensão resulta em um comportamento predominantemente intergranular de separação. Entretanto, crescimento sob altas tensões é rápido, causando a mistura entre fratura intergranular e transgranular. O núcleo, sendo mais tenaz, exibe um modo de fratura dúctil, sendo predominante o coalescimento de microcavidades e as “tear ridges”.

O objetivo principal do trabalho de Lazaridis et al. (75) foi estabelecer diferenças na aparência da fratura como uma função do nível da tensão máxima na superfície da amostra. Para baixas tensões/altos ciclos, há passagem da região intergranular para uma região com mistura de micromecanismos. Posteriormente, há uma região completamente dúctil, apresentando coalescimento de microcavidades e também ruptura dúctil. Contudo, para altas tensões/baixos ciclos, a fratura começa de maneira transgranular na forma de clivagem da martensita. Ocasionalmente, pequenas áreas de mistura entre transgranular e intergranular podem estar presentes no final da região cementada. Esse modo de fratura

indica que a altas tensões e deformação plástica exacerbada faz com que a martensita e a austenita retida fraturem prioritariamente por sobrecarga, sendo que a fratura transgranular ocorre por clivagem.

Em qualquer taxa, uma faixa estreita composta por fratura intergranular majoritariamente é observada. Esta é composta por grãos que aparecem na superfície ou microtrincas secundárias. A dimensão dessa faixa aumenta quando a tensão é diminuída.

Nas amostras ensaiadas por flexão, além da região central, a fratura continua por sobrecarga, sendo o micromecanismo composto por coalescimento de microcavidades. Finalmente, a trinca entra novamente na região da camada cementada, sendo que o micromecanismo de falha passa a ser intergranular novamente. Foi observada que a diferença básica entre a fratura por fadiga de alta e baixa tensão é a aparência da superfície da trinca presente na camada cementada.

### **3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL**

#### **3.1 *Materiais Utilizados***

No presente estudo, os materiais utilizados foram barras redondas laminadas de aço AISI 8620 e o aço AISI 1020 que foram posteriormente usinadas em corpos de prova para ensaios de tração e fadiga. O aço AISI 8620 é um aço de baixo teor de liga e amplamente tratado via cementação. Nesse aço, o níquel, na faixa entre 0,40 e 0,70%, melhora as características de tenacidade e ductilidade, o cromo, na faixa entre 0,40 e 0,60%, e o molibdênio, na faixa entre 0,15 e 0,25%, contribuem para aumentar a camada endurecida por cementação e a resistência ao desgaste. Por sua vez, o aço AISI 1020 é um aço baixo carbono, de baixa temperabilidade, que apresenta ótima forjabilidade e soldabilidade, também sendo possível fazer sua cementação.

#### **3.2 *Objetivos***

Os objetivos do presente trabalho foram:

- (a) avaliar a possibilidade de se utilizar um aço de menor teor de liga e conseqüentemente de menor temperabilidade (AISI 1020), que foi tratado via cementação e têmpera intensiva, relativamente a um aço ligado mais caro, comumente utilizado para cementação (AISI 8620).
- (b) avaliar amostras cementadas do mesmo material (AISI 1020), mas que passaram por tratamentos de têmpera distintos. Assim, seria possível averiguar os benefícios da têmpera intensiva em um mesmo material cementado frente a um material cementado e temperado via convencional.

### 3.3 Metodologia

Para a realização da presente pesquisa, foram usinados corpos de prova para cada qualidade de aço, sendo 15 em aço AISI 8620 e 15 em aço AISI 1020. Além disso, 2 corpos de prova a mais foram usinados, sendo estes em aço AISI 1020, para realização de ensaios na condição de cementado e temperado de forma convencional.

O desenho referente às dimensões do corpo de prova está explícito na Figura 3.1. Este tipo de corpo de prova foi utilizado para ensaios de tração e fadiga, seguindo a norma ASTM E8/8EM - 11. Esse mesmo corpo de prova teve sua seção transversal cortada para avaliação metalúrgica (metalografia, perfil de microdureza, dentre outros). Os ensaios que se seguiram foram os seguintes:

- Avaliação microestrutural;
- Ensaio de tração;
- Perfil de microdureza;
- Ensaio de fadiga (somente para comparação entre AISI 1020 temperado de forma intensiva e AISI 8620 de forma convencional);
- Estudo fractográfico em lupa e MEV (somente para comparação entre AISI 1020 temperado de forma intensiva e AISI 8620 de forma convencional).

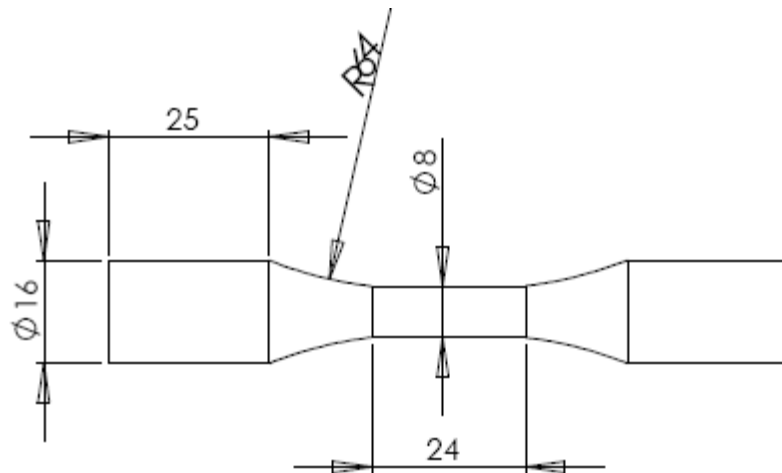


Figura 3.1– Perfil dos corpos de prova. Dimensões em milímetro.

### 3.4 Tratamentos Termoquímicos e Térmicos

Para a cementação de todas as amostras foi utilizado um forno Ipsen T7 da empresa Forjas Taurus. O equipamento contava com uma sonda de oxigênio para medir o potencial de carbono. Foi utilizada a temperatura de austenitização de 920°C em uma atmosfera sintética de metanol, nitrogênio e oxigênio, além de potencial de carbono de 0,9%, por seis

horas, ambos para as amostras de AISI 8620 como para as amostras de AISI 1020. Após a realização da cementação, as amostras foram resfriadas ao ar.

O tratamento térmico de têmpera convencional para as amostras de AISI 8620 foi realizado após a austenitização à temperatura de 870°C, em um forno com atmosfera controlada e potencial de carbono de 1,0% para que não houvesse descarbonetação. O tempo para homogeneização da temperatura (encharque) foi de 30 minutos. Após, a têmpera foi realizada em óleo com leve agitação, seguindo-se revenido de 180°C por uma hora. Adicionalmente, foram separados alguns corpos de prova do aço AISI 1020 para que fosse realizado o tratamento de têmpera convencional nesse material também. A austenitização, a têmpera em óleo e o revenido foram realizados na empresa Forjas Taurus, tanto dos corpos de prova de AISI 8620 quanto dos dois corpos de prova em aço AISI 1020.

Os demais corpos de prova em aço AISI 1020 foram tratados com têmpera intensiva. Foi realizada nova austenitização também à temperatura de 870°C por 30 minutos em um forno cuja atmosfera também apresentou 1,0% de potencial de carbono. Logo após, foi realizado o tratamento IQ-3 em um aparato apropriado para esse tipo de têmpera, sendo utilizada água pura. Novamente, o revenido foi realizado por uma hora a 180°C. O tratamento de têmpera intensiva e seu posterior revenido foram realizados na empresa IQ Technologies, em Akron, Ohio (EUA).

### **3.5 *Ensaaios Realizados***

#### **3.5.1 *Análise Metalográfica***

Para avaliação da constituição microestrutural das amostras cementadas e temperadas, a preparação metalográfica padrão foi empregada, contando com o corte das diferentes amostras em seção transversal, com posterior embutimento em resina termofixa, lixamento nas folhas de granulometria de 80, 120, 220, 320, 400, 600 e 1200 e polimento nos panos com pasta de diamante de 1 µm e 4 µm, seguindo a norma ABNT NBR13284:1995. O ataque químico realizado foi com reagente químico Nital 2% seguindo a norma ABNT NBR 8108:1983. Para a aquisição das micrografias, foi utilizado o microscópio ótico (MO) da marca Olympus modelo BX51M com sistema de aquisição digital. As micrografias tiradas apresentaram ampliações que variavam de 100 a 500 vezes.

Para avaliação de tamanho de grão austenítico prévio, a mesma preparação de amostra da avaliação microestrutural por metalografia foi aplicada. Entretanto, foi utilizado



nessa nova avaliação o reagente químico com ácido pícrico (10%) diluído em água em conjunto com adição de tenso ativo no próprio reagente. Este ataque foi feito a quente. Contando com as amostras prontas, a averiguação do tamanho de grão foi realizada através de micrografias no microscópio ótico da marca Olympus modelo BX51M novamente, realizando-se a medição do tamanho de grão conforme a norma ASTM E-112-96 pelo método de interceptação linear.

### **3.5.2 Perfil de Microdureza**

Foi utilizado um microdurômetro automático da marca Instron modelo Tukon 2100 para a realização dos perfis de microdureza na escala Vickers (HV) nas mesmas amostras que passaram pelas avaliações microestruturais anteriormente vistas. Os perfis tiveram espaçamento de 0,2 mm entre cada indentação, começando sempre a 0,2 mm da superfície da amostra, com uma carga de 300 gf, estendendo-se por 4 mm. Para definir o tamanho da camada cementada, a dureza objetivada foi de 550 Vickers (HV), sendo que este valor é estipulado na norma DIN EN ISO 2639. Para a execução dos ensaios de microdureza, a norma ABNT NBR NM ISO 6507-3:2008 foi seguida.

### **3.5.3 Ensaios de Tração**

Contando com corpos de prova com mesma geometria que aqueles utilizados nos ensaios de fadiga, foram ensaiadas três amostras, uma representativa do aço AISI 1020 temperado de forma intensiva e revenido, outra de um aço AISI 1020 temperado de forma convencional e revenido e finalmente uma do aço 8620 temperado convencionalmente e revenido. A norma seguida foi a ASTM E 466 – 96. Para realização dos testes, foi utilizada uma máquina servo-hidráulica da marca MTS modelo 858 com capacidade máxima de 25 kN. Não foi possível realizar mais ensaios de tração visto que os ensaios de fadiga para construção da curva de Wohler necessitaram de um grande número de amostras e essas já eram escassas uma vez que o tratamento de têmpera intensiva foi realizado nos EUA.

### **3.5.4 Ensaios de Fadiga**

Os ensaios de fadiga foram conduzidos com a intenção de se montar uma curva de Wohler referente às amostras de aço AISI 1020 cementado e temperado intensivamente como também do aço AISI 8620 cementado e temperado convencionalmente. A norma seguida foi a ASTM E8/8EM – 11. As amostras foram lixadas de forma a retirar as marcas de usinagem até a lixa de grana 1200 e então ensaiadas axialmente em fadiga. O mesmo equipamento utilizado nos ensaios de tração foi o utilizado nos ensaios de fadiga. A

frequência utilizada no ensaio foi de 20 Hz, contando com o tipo de onda senoidal. A valor de R foi de 0,1 e o “run out” estipulado foi de 2 milhões de ciclos.

### 3.5.5 Fractografia

Para análise fractográfica daquelas amostras rompidas nos ensaios de fadiga, foram utilizados uma lupa de baixo aumento da marca Olympus modelo SZ4045 TR CTV, contando com um equipamento de aquisição de imagens, e também um microscópio eletrônica de varredura (MEV) da marca Shimadzu modelo SSX-550, em um julgamento mais criterioso, tentando assim averiguar os micromecanismos atuantes na falha.

### 3.6 Fluxograma do Procedimento Experimental

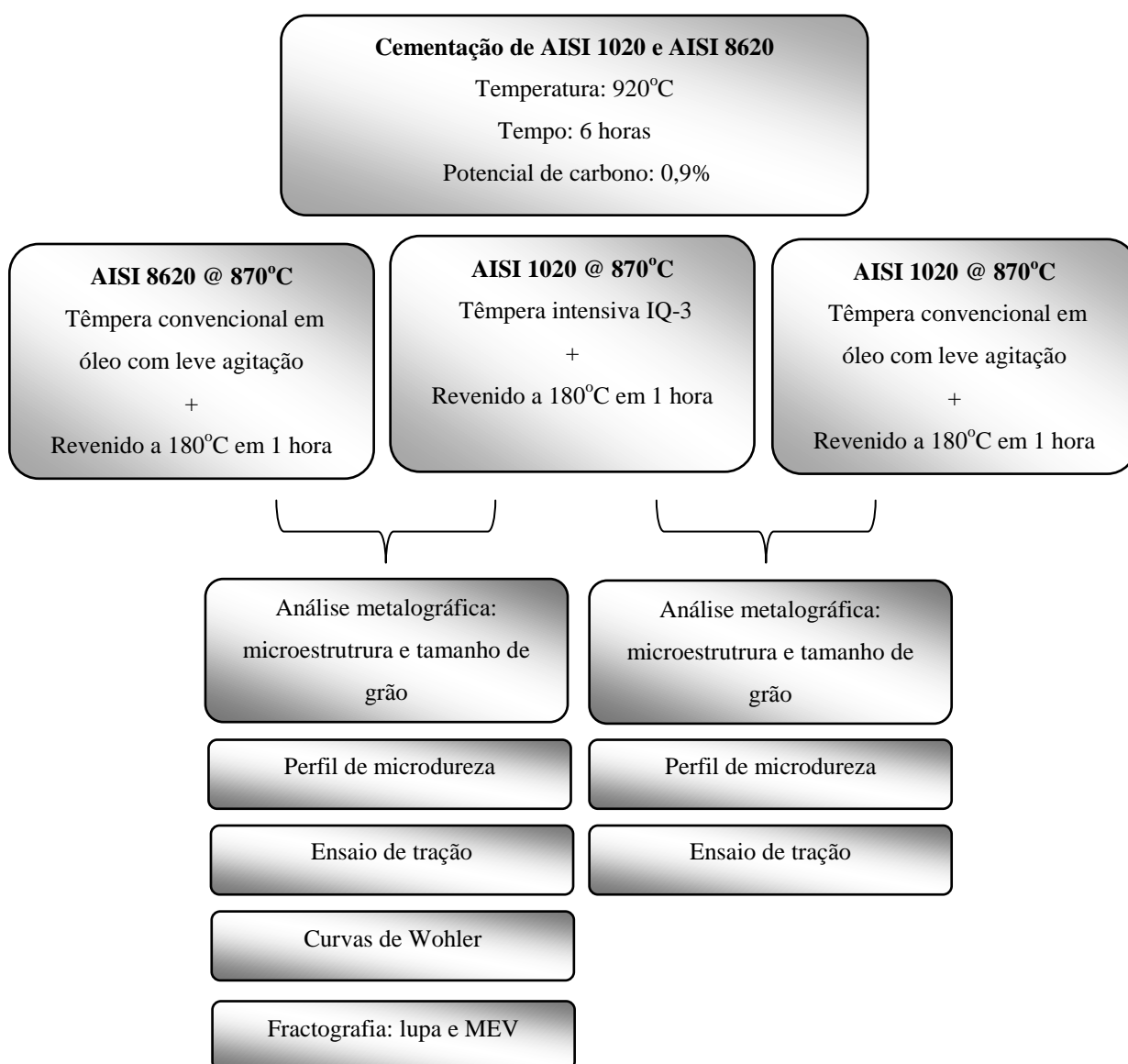


Figura 3.2 – Fluxograma do procedimento experimental.

### 3.7 Caracterização dos Materiais

#### 3.7.1 Análise Química

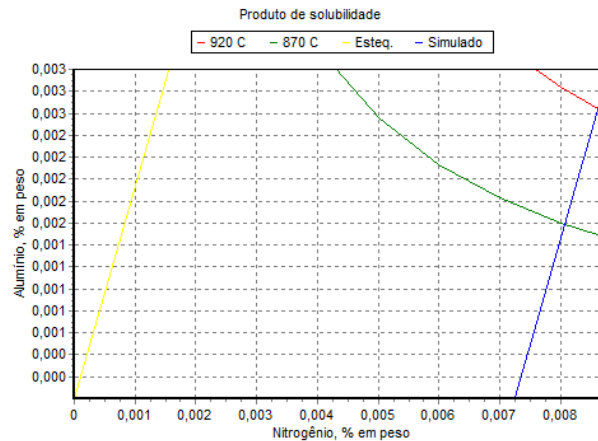
Foi retirada uma amostra de cada material como recebido para análise de composição química. Para tanto, foram realizadas três análises no espectrômetro de emissão ótica, modelo Spectrolab tipo LAVFA18B da empresa Spectro. Para calibração, o aparelho é aferido por padrões que seguem a norma DIN ISO 100012.1. Adicionalmente, análise do teor de nitrogênio também foi realizada. O equipamento utilizado é o analisador modelo CS-444 LS da marca Leco.

Amostras dos dois materiais foram analisadas e a composição química de cada um está expressa na Tabela 3.1. A composição encontrada está de acordo com o esperado: aços AISI 1020 e AISI 8620.

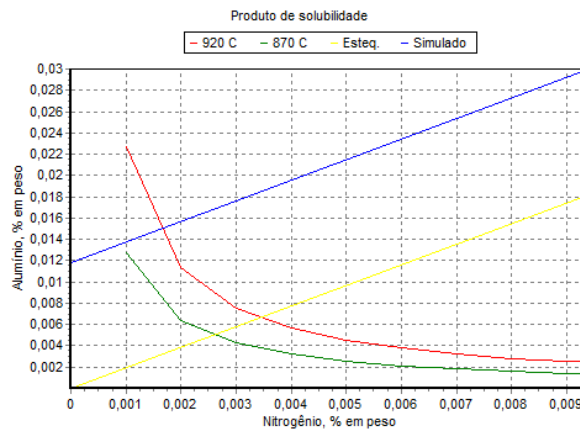
A partir dos resultados de composição química, um gráfico do produto de solubilidade entre os elementos alumínio e nitrogênio foi montado para cada uma das qualidades. Nesse gráfico foi verificado que, para a composição química da qualidade AISI 8620, há expressiva precipitação de nitretos de alumínio a temperaturas acima da temperatura de cementação, ou seja, 920°C. Para a qualidade AISI 1020, foi verificado que essa precipitação de nitretos acima de 920°C é mínima. O gráfico relativo à qualidade AISI 1020 é exposto na Figura 3.3 enquanto o gráfico relativo à qualidade AISI 8620 é visto na Figura 3.4.

**Tabela 3.1– Análise química das amostras: AISI 1020 e AISI 8620.**

	<b>Amostra AISI 1020 (%)</b>	<b>Especificado (%)</b>	<b>Amostra AISI 8620 (%)</b>	<b>Especificado (%)</b>
<b>Cr</b>	0,22	0,18 - 0,23	0,24	0,18 - 0,23
<b>Si</b>	0,15	-	0,32	0,15 - 0,35
<b>Mn</b>	0,52	0,30 - 0,60	0,82	0,70 - 0,90
<b>P</b>	0,01	0,03 máx.	0,017	0,03 máx.
<b>Si</b>	0,01	0,05 máx.	0,03	0,04 máx.
<b>Cr</b>	0,01	-	0,49	0,40 - 0,60
<b>Mo</b>	0,05	-	0,18	0,15 - 0,25
<b>Ni</b>	0,01	-	0,45	0,40 - 0,70
<b>Al</b>	0,003	-	0,03	-
<b>N</b>	0,0088	-	0,0094	-



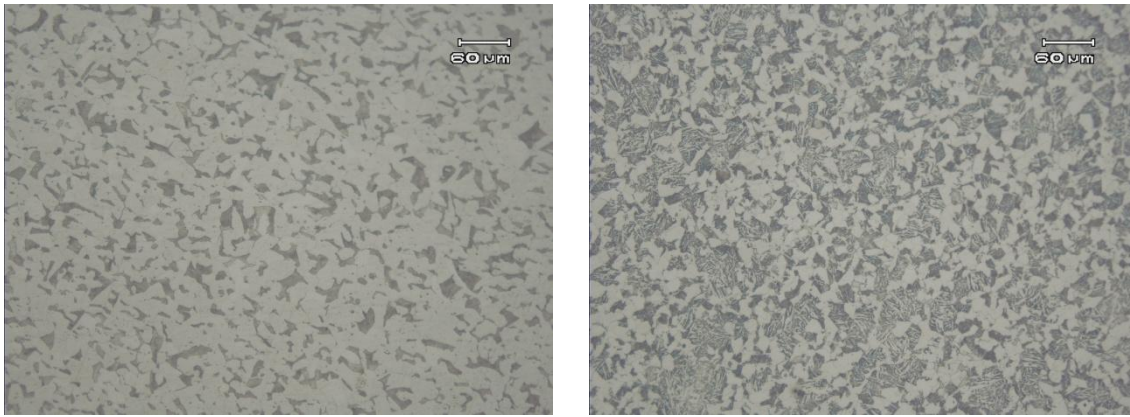
**Figura 3.3– Gráfico do produto de solubilidade entre alumínio e nitrogênio na qualidade AISI 1020 para diferentes composições e temperaturas.**



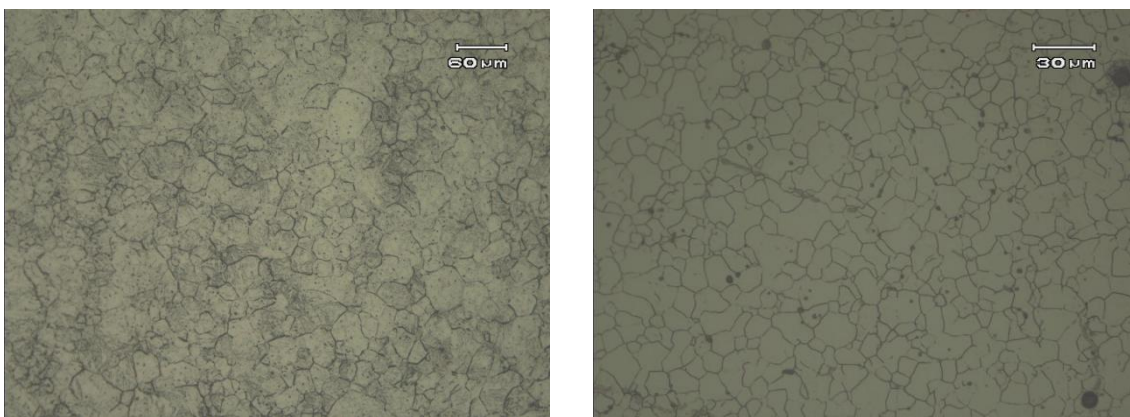
**Figura 3.4– Gráfico do produto de solubilidade entre alumínio e nitrogênio na qualidade AISI 8620 para diferentes composições e temperaturas.**

### 3.7.2 Análise Metalográfica nos Materiais de Base

Seguindo a metodologia exposta no item 3.5.1, foi realizada a análise metalográfica em amostras de aços AISI 1020 e AISI 8620. As micrografias podem ser vistas na Figura 3.5. A microestrutura da qualidade AISI 1020 é formada por ferrita e perlita e a microestrutura da qualidade AISI 8620 apresenta também ferrita e perlita, entretanto há a formação de ferrita acicular. Adicionalmente, análise de tamanho de grão austenítico prévio foi realizada, novamente seguindo o que está exposto no item 3.5.1. As micrografias referentes ao tamanho de grão são vistas na Figura 3.6. A Tabela 3.2 é referente às medidas realizadas de tamanho de grão.



**Figura 3.5-** À esquerda, microestrutura de material como recebido para a qualidade AISI 1020. À direita, microestrutura referente ao material como recebido da qualidade AISI 8620.



**Figura 3.6 –** À esquerda, microestrutura mostrando os grãos austeníticos prévios de material como recebido para a qualidade AISI 1020. À direita, microestrutura do material como recebido da qualidade AISI 8620.

**Tabela 3.2 –** Tabela mostrando os valores encontrados de tamanho de grão.

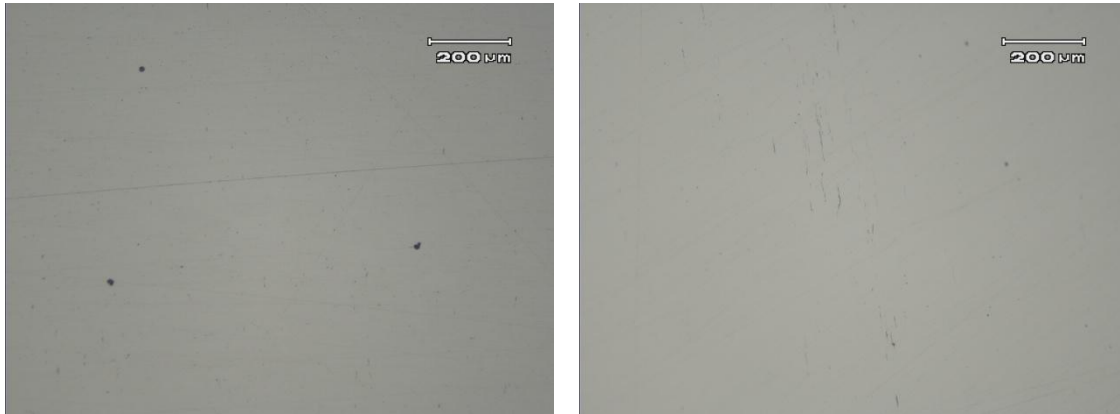
<b>Material Base</b>	<b>Tamanho de grão (μm)</b>	<b>Tamanho de grão ASTM</b>
<b>AISI 1020</b>	23,6	8
<b>AISI 8620</b>	10,6	10

### **3.7.3 Análise de Inclusões**

A partir dos materiais base foram retiradas seções longitudinais de cada uma das qualidades para a análise de inclusões. Foi realizada preparação metalográfica conforme item 3.5.1., finalizando o processo no polimento. Dessa forma, esses corpos de prova polidos tiveram uma área analisada de 200 mm<sup>2</sup>. A norma seguida para a realização das análises de inclusões é a ASTM E-45, mais precisamente o método A, de “piores campos” (“worst fields”). A Tabela 3.3 traz o resultado da análise realizada. Por sua vez, a Figura 3.7 apresenta micrografias de algumas inclusões encontradas nas amostras.

**Tabela 3.3 – Quadro relativo à avaliação de inclusões nas amostras de cada qualidade de aço.**

	Tipo A (Sulfeto de Manganês)		Tipo D (Óxido globular)	
	Fina	Grossa	Fina	Grossa
<b>Amostra AISI 1020</b>	0,5	0	0,5	0
<b>Amostra AISI 8620</b>	1	0	0,5	0,5



**Figura 3.7– À esquerda, óxidos globulares presentes em amostra da qualidade AISI 1020 (tipo D, série fina, severidade 0,5). À direita, sulfetos de manganês presentes em amostra da qualidade AISI 8620 (tipo A, série fina. Severidade 1,0).**

### 3.7.4 Ensaio de Microdureza Vickers

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers nos materiais de base. Uma série de cinco indentações foram realizadas, sendo calculada a média e a incerteza de medição, como visto na Tabela 3.4. A escolha das regiões a serem analisadas foi realizada aleatoriamente. O microdurômetro utilizado é da marca Struers modelo Duramin. A carga utilizada foi de 0,2 Kgf.

**Tabela 3.4 – Valores dos ensaios individuais de microdureza nos dois materiais bases, além de média e incerteza de medição.**

	1	2	3	4	5	Média	Incerteza
<b>AISI 1020</b>	192	192	189	206	182	192,2	11,9
<b>AISI 8620</b>	285	268	234	243	242	254,4	26,6

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Metalografia

As Figuras 4.1, 4.2 e 4.3 mostram panoramas microestruturais das amostras cementadas em aço AISI 1020 e temperadas de forma intensiva, em aço AISI 1020 e temperadas de forma convencional e em aço AISI 8620 temperadas de forma convencional. É visível uma microestrutura martensítica de alto carbono na região próxima à superfície, na camada cementada. Ao longo desses panoramas, é encontrada uma mudança microestrutural. Há uma zona de transição entre a camada cementada e o núcleo. Aparentemente, as amostras de aço AISI 8620 temperadas convencionalmente e as amostras de aço AISI 1020 temperadas de forma intensiva mantêm a martensita como microestrutura principal, apenas passando de uma martensita de alto carbono na periferia para uma martensita de baixo carbono no núcleo. Contudo, as amostras de aço AISI 1020 temperadas convencionalmente apresentam martensita de alto carbono na periferia e, na direção ao núcleo, há uma região de transição que apresenta martensita, bainita, perlita e ferrita. No núcleo, uma mistura de martensita de baixo carbono e ferrita acicular são encontradas.



**Figura 4.1 – Panorama microestrutural de amostra em aço AISI 1020 cementado e temperado intensivamente.**



**Figura 4.2 – Panorama microestrutural de amostra em aço AISI 8620 cementado e temperado convencionalmente.**



**Figura 4.3 – Panorama microestrutural de amostra em aço AISI 1020 cementado e temperado convencionalmente.**

Ao analisar as amostras polidas do aço AISI 1020 e AISI 8620, não foi observada a presença de oxidação interna e tampouco microtrincas na camada cementada. Como visto na revisão, quantidades de silício acima de 0,09% acabam por facilitar a formação de oxidação interna. No entanto, essa característica microestrutural não foi observada.

As Figuras 4.4 e 4.5 mostram em maior detalhe as microestruturas da amostra cementada e temperada intensivamente de AISI 1020 nas regiões de camada cementada e núcleo, respectivamente. Na camada, a microestrutura é composta por martensita de alto carbono em forma de placas. Nota-se através da micrografia que não há presença de austenita retida visível pela técnica metalográfica. No núcleo, há presença de martensita de baixo teor de carbono na forma de ripas. Existe também um pouco de ferrita alotriomorfa de contorno de grão e acicular.



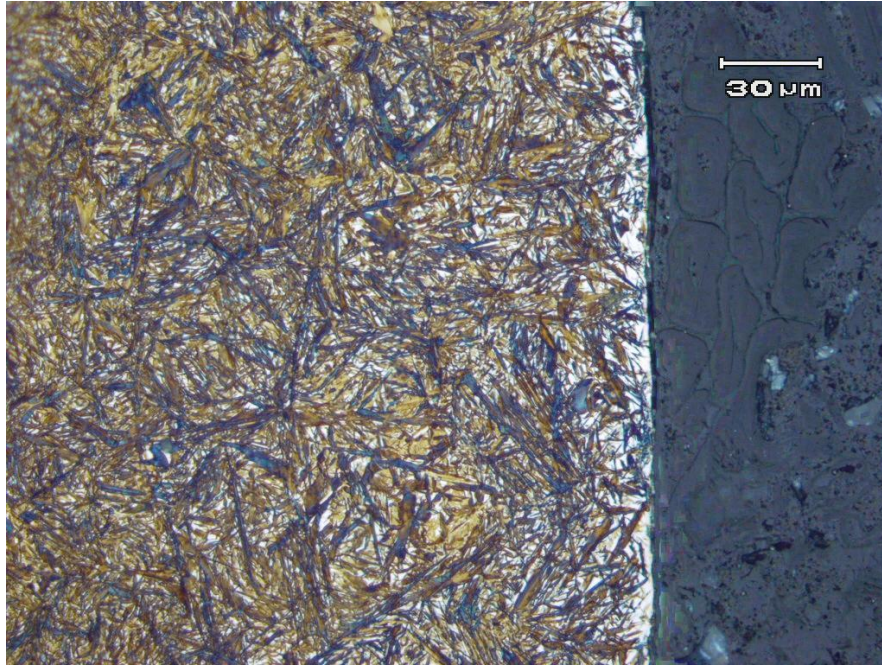


**Figura 4.4 – Micrografia em MO da camada cementada em amostra de aço AISI 1020 temperada de forma intensiva.**

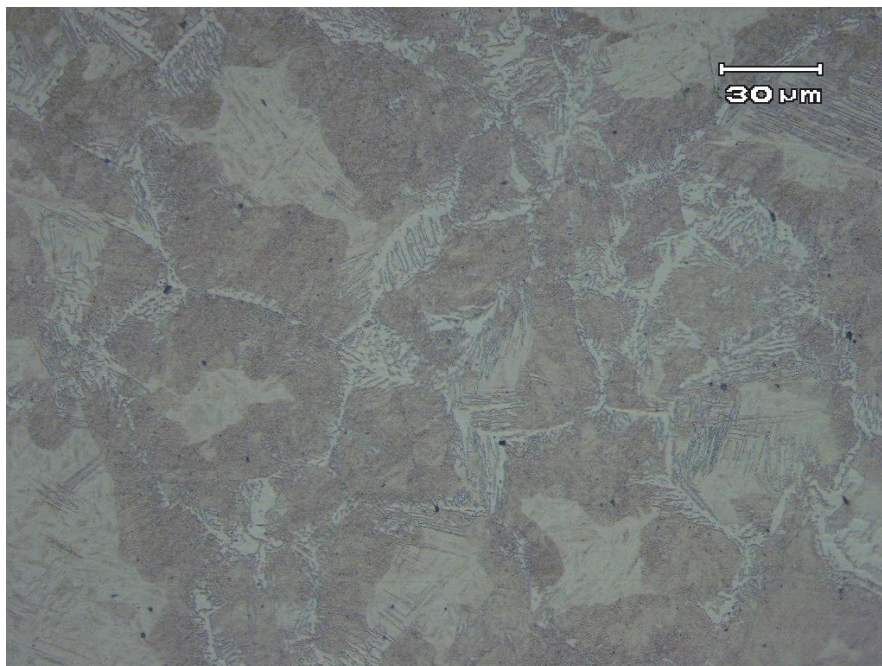


**Figura 4.5 – Micrografia em MO do núcleo em amostra de aço AISI 1020 temperada de forma intensiva.**

As Figuras 4.6 e 4.7 mostram as microestruturas da amostra cementada de aço AISI 1020 temperada convencionalmente. Na região periférica, há presença de martensita em placas com quantidade apreciável de austenita retida. No núcleo, são encontradas martensita de baixo carbono com algumas morfologias de ferrita acicular e perlita.



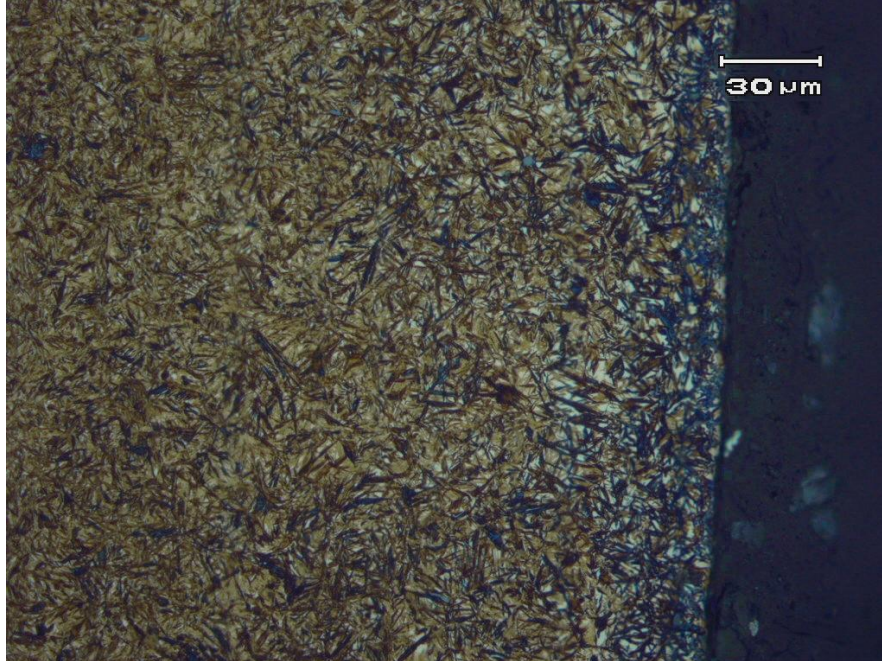
**Figura 4.6 – Micrografia em MO da camada cementada da amostra de aço AISI 1020 temperada convencionalmente.**



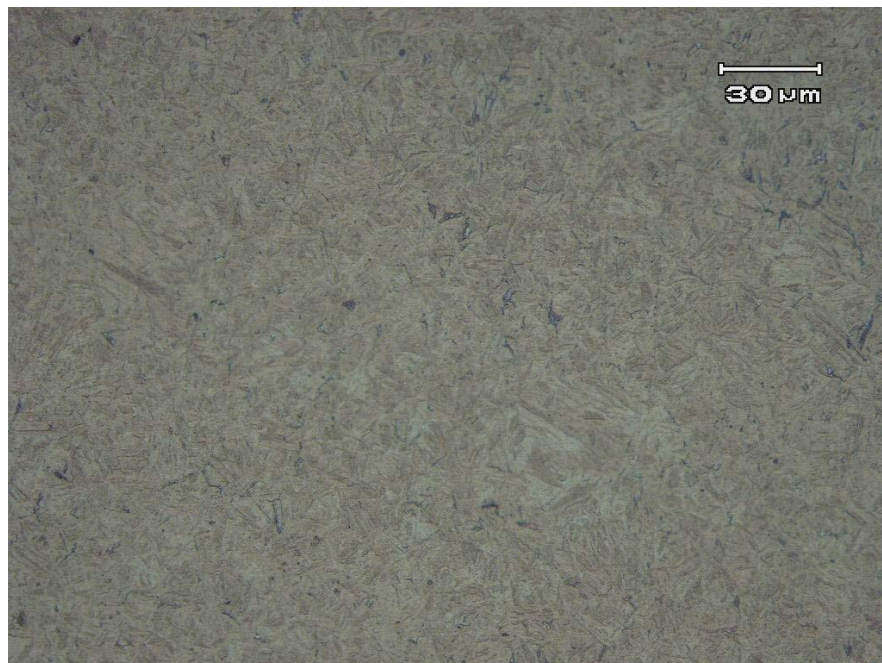
**Figura 4.7 – Micrografia em MO do núcleo da amostra de aço AISI 1020 temperada convencionalmente.**

As Figuras 4.8 e 4.9 mostram em maior detalhe as microestruturas da amostra cementada de AISI 8620 com têmpera convencional. É possível observar uma microestrutura mais refinada, tanto na martensita de baixo teor de carbono, no núcleo, como na martensita de alto carbono na camada cementada, tendo em vista o menor tamanho de grão austenítico prévio. Na micrografia referente à camada cementada, é

possível notar substanciais regiões brancas, sendo estas apontadas como austenita retida. Como será visto posteriormente, o tamanho de grão austenítico prévio é maior para a qualidade de aço AISI 1020, resultando em uma microestrutura contendo placas de martensita maiores do que a qualidade AISI 8620 temperado convencionalmente.



**Figura 4.8 – Micrografia em MO da camada cementada em amostra de aço AISI 8620 temperada de forma convencional.**



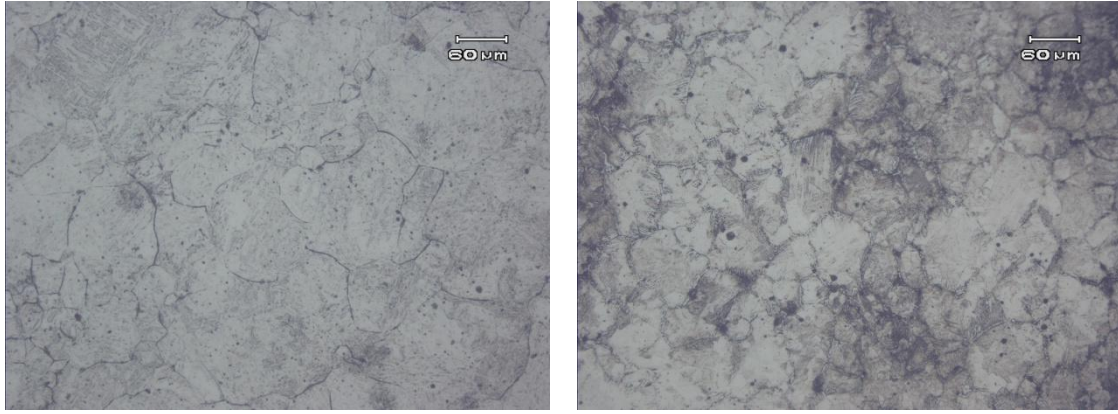
**Figura 4.9 – Micrografia em MO do núcleo em amostra de aço AISI 8620 temperada de forma convencional.**

A Tabela 4.1 mostra os tamanhos de grão calculados para os três tipos de amostras estudadas nesse trabalho após a cementação e têmpera. As Figuras 4.10 e 4.11 mostram as microestruturas de tamanho de grão austenítico prévio. O aço baixa liga AISI 8620 apresenta tamanho de grão ASTM superior ao da qualidade AISI 1020. Para as amostras em aço AISI 1020, tanto temperados de forma convencional quanto intensiva, o tamanho de grão ASTM está entre de 5,5 e 6. Como visto anteriormente na caracterização do material (Seção 3.7.2), o tamanho de grão para a qualidade AISI 8620 foi praticamente igual antes e depois da cementação (ASTM 10). Também foi visto que houve um expressivo crescimento de grão na qualidade AISI 1020.

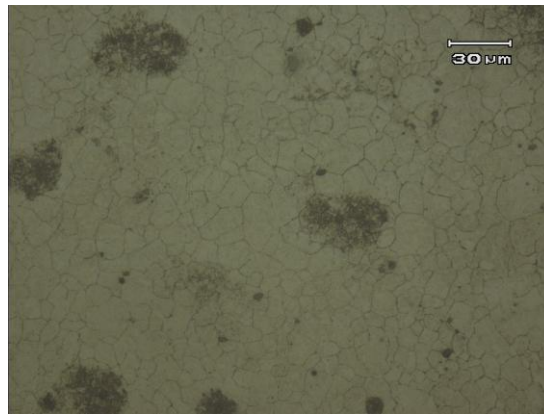
Parrish (22) aponta que a presença de níquel e molibdênio tem o poder de restringir o crescimento de grão durante uma austenitização a temperaturas relativamente altas. Ainda, a análise de composição química apontou que há 0,03% de alumínio na qualidade AISI 8620. Esse alumínio, associado com o nitrogênio, reage formando partículas de segunda fase, os nitretos de alumínio, que acabam por dificultar o crescimento de grão durante o processo de cementação. Esse fenômeno foi estabelecido através da realização de curvas de solubilidade, vistas anteriormente na seção 3.7.1.

**Tabela 4.1 – Tamanhos de grão austeníticos prévios referentes às amostras de AISI 1020 temperados convencional e intensivamente e AISI 8620 temperados convencionalmente.**

<b>Amostra</b>	<b>Tamanho de grão (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>Tamanho de grão ASTM</b>
<b>AISI 1020 temperado intensivamente</b>	56,5	6
<b>AISI 1020 temperado convencionalmente</b>	53,9	5,5
<b>AISI 8620 temperado convencionalmente</b>	10,4	10



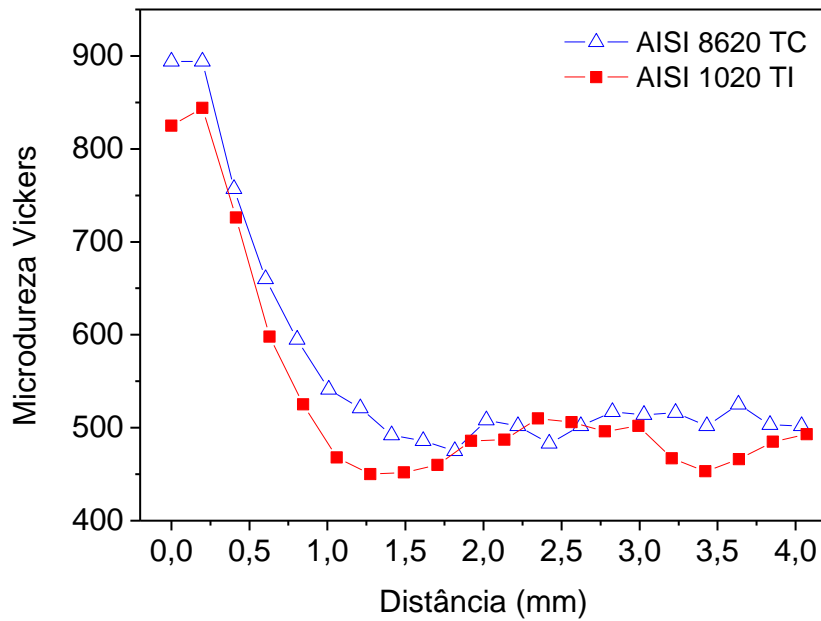
**Figura 4.10 – Micrografia em MO mostrando grãos austeníticos prévios. À esquerda, aço AISI 1020 temperado de forma intensiva e à direita, aço AISI 1020 temperado de forma convencional.**



**Figura 4.11 – Micrografia em MO mostrando grãos austeníticos prévios de aço AISI 8620 temperado de forma convencional.**

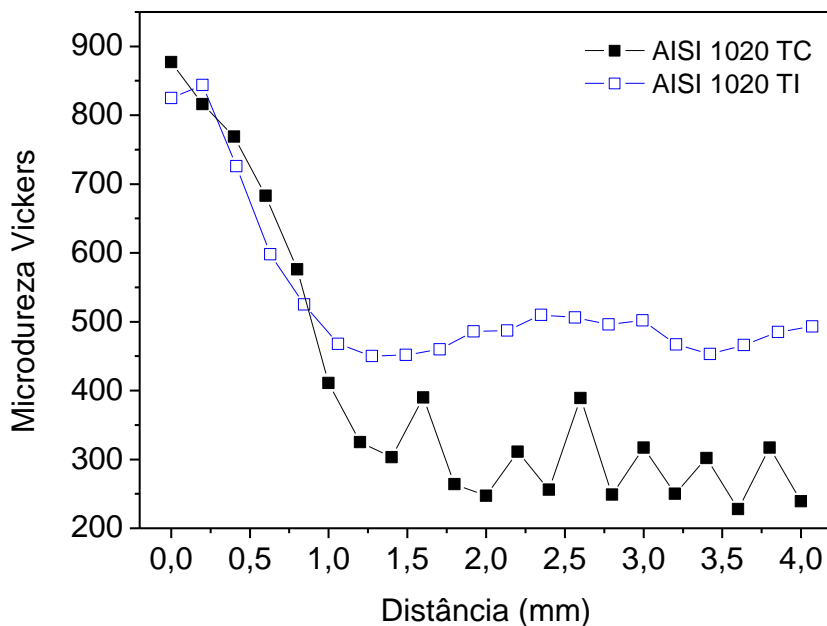
## **4.2 Perfil de Microdureza**

Na Figura 4.12, observam-se dois perfis de microdureza construídos para as duas qualidades de aço estudadas, isto é, o aço AISI 8620 temperado convencionalmente (TC) e o aço AISI 1020 temperado intensivamente (TI). O tamanho da camada cementada efetiva, ou seja, profundidade na qual a dureza de 550 HV é atingida, está entre 0,7 e 0,9 mm para ambas as amostras. A dureza superficial é de aproximadamente 850 HV, enquanto que a dureza de núcleo está em torno de 450 HV para as duas amostras. Nota-se que a amostra que passou pelo processo de têmpera intensiva apresenta praticamente o mesmo perfil de microdureza daquela de aço baixa liga temperada convencionalmente.



**Figura 4.12 – Perfis de microdureza para amostras em aço AISI 8620 com têmpera convencional ( $\Delta$ ) e em aço AISI 1020 com têmpera intensiva ( $\blacksquare$ ).**

Na Figura 4.13, estão apresentados os perfis de microdureza Vickers para os aços AISI 1020 temperado de forma convencional e também intensivamente. Na região de alto carbono, os perfis não apresentam grandes diferenças. Contudo, diferentemente do que acontece para o material temperado convencionalmente, a têmpera intensiva garante a presença de martensita para toda a região de núcleo. O tamanho da camada cementada efetiva está novamente entre 0,7 e 0,9 mm para ambas as amostras. Há uma dispersão de valores de dureza na região do núcleo para a amostra de AISI 1020 temperada convencionalmente, com valores bastante oscilantes. Acredita-se que isso ocorra devido a alguns pontos de microdureza caírem em regiões com martensita e outros sobre microestruturas de menor dureza.



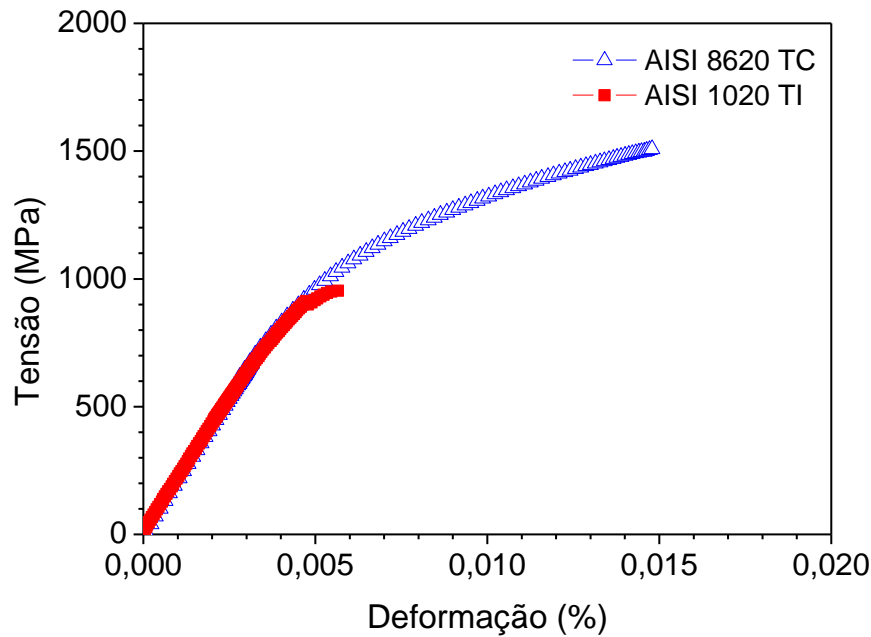
**Figura 4.13 – Perfis de microdureza para amostras em aço AISI 1020 com têmpera convencional (■) e em aço AISI 1020 com têmpera intensiva (□).**

Com relação à dureza, é visível que o uso da têmpera intensiva suprime a necessidade de utilização de aços ligados. De fato, a extração de calor é tão expressiva que é possível conseguir a dureza máxima sem contar com o efeito de aumento de temperabilidade garantido pelos elementos de liga. Essa característica também foi observada por Kimura et al. (49).

### 4.3 Ensaio de Tração

Em um primeiro momento, foram comparadas amostras do material AISI 8620 temperado convencionalmente com aquelas de aço AISI 1020 temperado intensivamente. Esses resultados estão apresentados na Figura 4.14. O aço AISI 8620 apresentou uma resistência mecânica superior ao aço AISI 1020. A tensão de ruptura do aço AISI 1020 é de 954 MPa, enquanto que a tensão de ruptura para o aço AISI 8620 é de 1510 MPa. Segundo a literatura (2, 4, 5, 51, 59), é esperado que o material tratado com têmpera intensiva mostre um resultado superior ao material com têmpera convencional uma vez que este apresenta a chamada “superdureza” (55, 56). Entretanto, como reportado anteriormente, o tamanho de grão de certa forma encobre esse efeito, fazendo com que a estrutura mais refinada das amostras de aço AISI 8620 colabore para esse melhor

desempenho nos ensaios de tração. A Tabela 4.2 mostra valores de tensão de escoamento, ruptura e alongamentos para os dois aços analisados.



**Figura 4.14 – Ensaio de tração para aço AISI 8620 temperado convencionalmente ( $\Delta$ ) e aço AISI 1020 temperado intensivamente ( $\blacksquare$ ).**

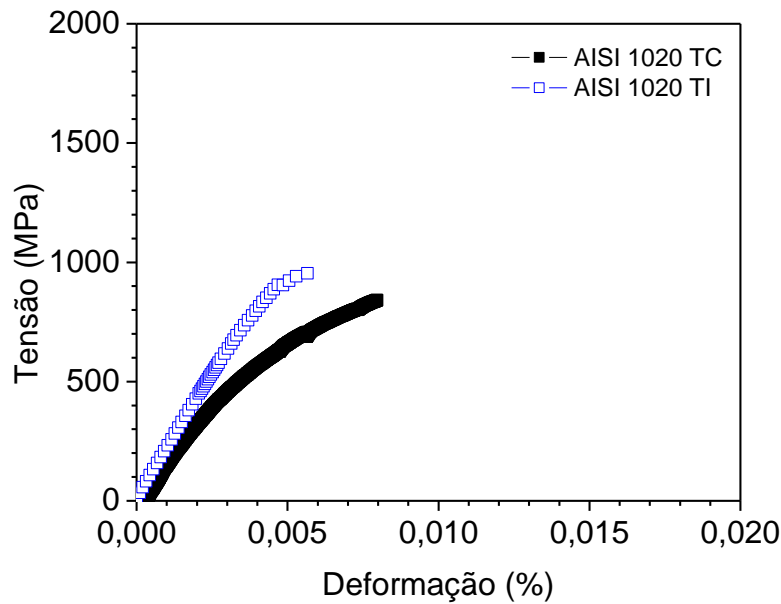
**Tabela 4.2– Valores de tensão de escoamento, tensão de ruptura e alongamento para amostras de aço AISI 8620 com têmpera convencional e AISI 1020 com têmpera intensiva.**

	Tensão Ruptura (MPa)	Tensão de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
AISI 1020 TI	954	-	0,11
AISI 8620 TC	1510	1185	0,77

A fim de comparar o efeito dos diferentes tratamentos térmicos, foi realizado o ensaio de tração no aço AISI 1020 que passou tanto pelo tratamento de têmpera intensiva como pela têmpera convencional. A amostra ensaiada que passou pela têmpera intensiva apresentou resistência mecânica maior que o material que passou pela têmpera convencional, como visto na Figura 4.15. O corpo de prova de aço AISI 1020 com têmpera convencional apresentou uma ductilidade superior ao corpo de prova temperado intensivamente. Possivelmente essa maior ductilidade seja devido à composição microestrutural do núcleo, que não é só martensítica, contando com microestruturas mais dúcteis. Confirma-se que o tratamento de têmpera intensiva induz uma resistência mecânica relativamente superior a dos materiais tratados de forma convencional. A Tabela



4.3 expõe a tensão de ruptura, tensão de escoamento e alongamento das qualidades comparadas.



**Figura 4.15 – Ensaio de tração para AISI 1020 temperado convencionalmente (■) e AISI 1020 temperado intensivamente (□).**

**Tabela 4.3– Valores de tensão de escoamento, tensão de ruptura e alongamento para amostras de aço AISI 1020 com têmpera convencional e AISI 1020 com têmpera intensiva.**

	Tensão Ruptura (MPa)	Tensão de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
AISI 1020 TI	954	-	0,11
AISI 8620 TC	1510	1185	0,77

#### 4.4 Ensaio de Fadiga

Os resultados dos ensaios estão compilados nas Tabelas 4.4 e 4.5. Tendo por referência as curvas de Wohler na Figura 4.16, foi possível averiguar que as amostras de aço AISI 8620, que passaram por têmpera convencional, apresentaram um desempenho superior ao material em aço AISI 1020. Novamente, é considerado que a grande diferença no tamanho de grão entre os dois tipos de amostra encobre o fato de a têmpera intensiva, como visto na literatura (2, 4, 5, 51, 59), fornecer maior resistência mecânica, tensões residuais compressivas máximas, e, conseqüente, uma melhor resistência à fadiga. Além desse fato, existem fortes indícios da fragilização de contorno de grão, uma vez que pode haver depósitos de cementita nos contornos, como visto anteriormente na revisão (72). Além da cementita, essa forma de falha intergranular é também vinculada à segregação fósforo. Esses compostos são depositados no momento do processo de cementação e têmpera (19).

**Tabela 4.4 – Dados referentes aos ensaios de fadiga para o aço AISI 8620 cementado e temperado convencionalmente.**

<b>% da Resistência</b>	<b>Tensão máxima [MPa]</b>	<b>Seção transversal [mm<sup>2</sup>]</b>	<b>Carga máxima [N]</b>	<b>Carga mínima [N]</b>	<b>Número de ciclos para fratura</b>	<b>Obs.</b>	<b>Amostra</b>
86%	1300	47,91	62278	6227,8	5766		10
86%	1300	47,42	61642	6164,2	15050		8
86%	1300	47,78	61642	6164,2	41033		11
79%	1200	46,45	55734	5573,4	75146		6
79%	1200	45,96	55156	5515,6	59077		9
73%	1100	48,15	52967	5296,7	397037		13
73%	1100	44,41	48856	4885,6	325199		3
66%	1000	48,4	48398	4839,8	528551		1
66%	1000	46,2	46204	4620,4	407659		5
60%	900	47,54	42785	4278,5	1386231		12
60%	900	48,52	43669	4366,9	1375574		2
60%	900	47,66	42895	4289,5	823939		4
53%	800	48,27	38620	3862	2000000	Run out	7

**Tabela 4.5 – Dados referentes aos ensaios de fadiga para o aço AISI 1020 cementado e temperado intensivamente.**

<b>% da Resistência</b>	<b>Tensão máxima [MPa]</b>	<b>Seção transversal [mm<sup>2</sup>]</b>	<b>Carga máxima [N]</b>	<b>Carga mínima [N]</b>	<b>Número de ciclos para fratura</b>	<b>Obs.</b>	<b>Amostra</b>
70%	1000	48,13	48127	4813	30563		4
70%	1000	47,39	47393	4739	30440		5
70%	1000	48,13	48127	4813	3943		11
70%	1000	47,03	47027	4703	817		6
63%	900	46,54	41888	4189	42942		7
63%	900	47,51	42763	4276	61559		8
63%	900	46,78	42106	4211	148485		3
56%	800	47,76	38208	3821	198617		9
56%	800	49,36	39492	3949	239127		10
56%	800	47,03	37622	3762	462910		2
49%	700	47,39	33175	3317	2000000	Run out	1

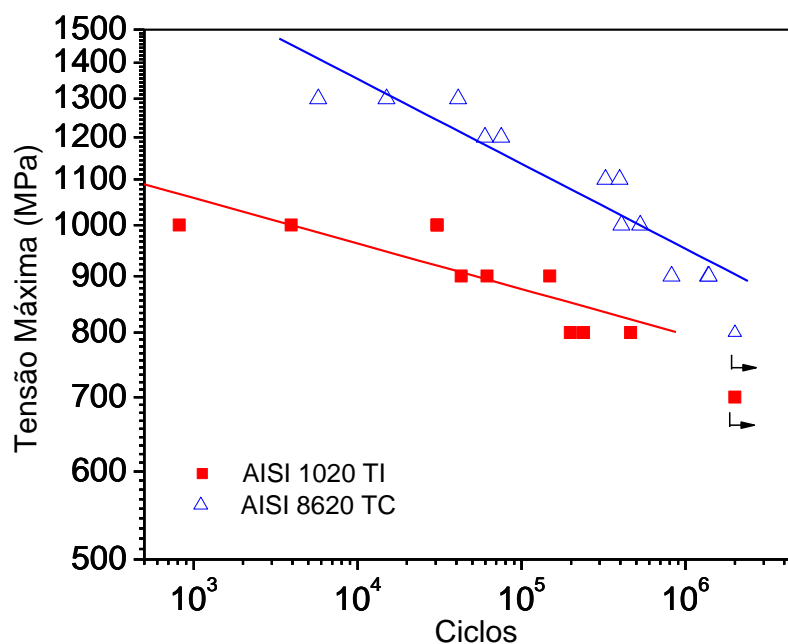
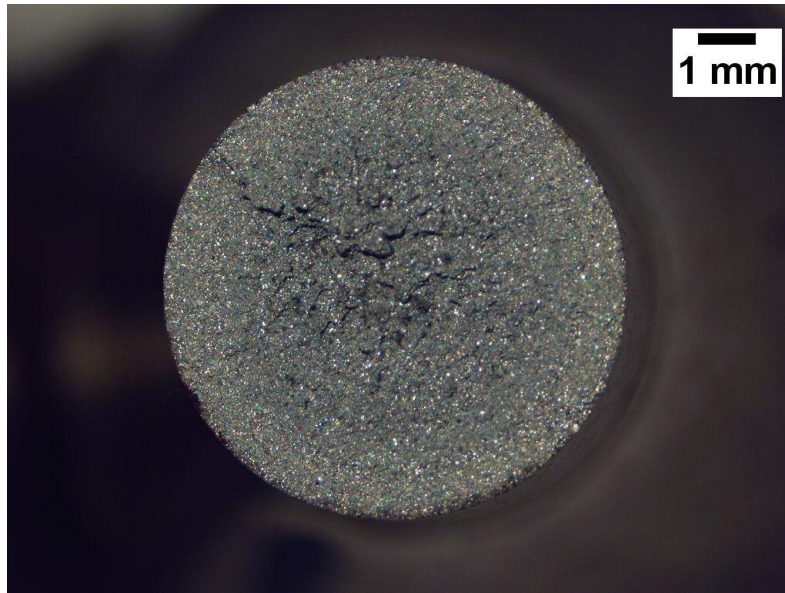


Figura 4.16 – Ensaios de fadiga para os aços AISI 1020 (■) e AISI 8620 (△).

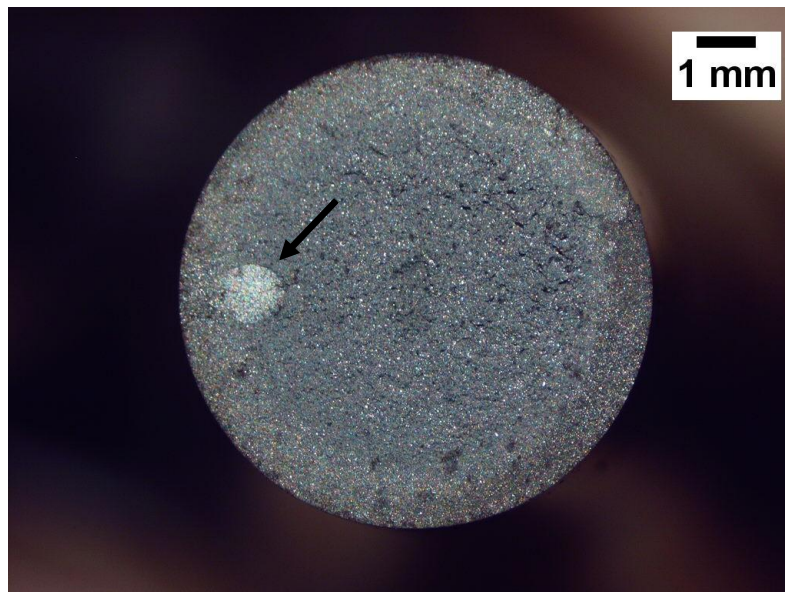
#### 4.5 Fractografia

Algumas amostras rompidas em fadiga tiveram suas superfícies analisadas através de lupa de baixo aumento. Macroscopicamente, duas regiões são distinguíveis em todas as amostras: uma camada externa, que representa a região de fratura da camada cementada e uma região central, de núcleo, um pouco mais rugosa. As amostras de aço AISI 8620 apresentaram uma característica de fratura mais “refinada” frente às de AISI 1020, isso devido ao tamanho de grão reduzido.

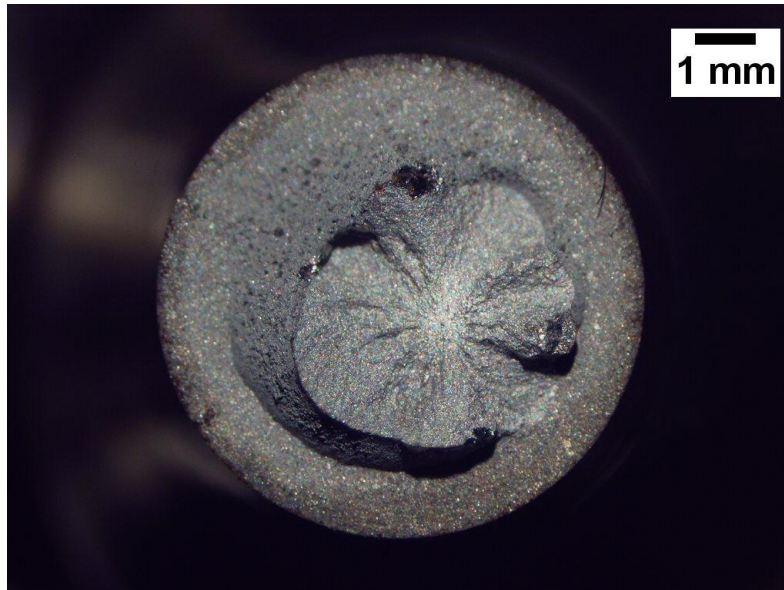
Para o aço AISI 8620, as amostras 8, 10 e 11 apresentam-se sem uma região principal de origem da trinca, como visto na Figura 4.17. Comparativamente às demais amostras, essas três romperam com um menor número de ciclos, como resultado da maior tensão máxima aplicada nos testes de fadiga. Conforme é aumentado o número de ciclos, à aparência da fratura acrescenta-se uma pequena circunferência localizada subsuperficialmente, a qual julga-se ser a origem da trinca de fadiga. Esse tipo de fratura é visto na Figura 4.18 e é relativa às amostras que suportaram um número mediano de ciclos. Já as amostras 2, 4 e 12 correspondem àquelas que foram submetidas a uma alta ciclagem. A Figura 4.19 mostra a fratura com uma região de iniciação subsuperficial bem expressiva em tamanho. Esses fatos estão em acordo com a literatura, como visto em Reguly (19). Essas falhas de médio e alto ciclo provavelmente obtiveram origem associada à presença de inclusões. Yin et al. (73) também aponta que em regime de alto ciclo e baixas tensões as falhas têm origem subsuperficial em amostras cementadas.



**Figura 4.17– Macrografia da fratura na amostra 10 em aço AISI 8620.**

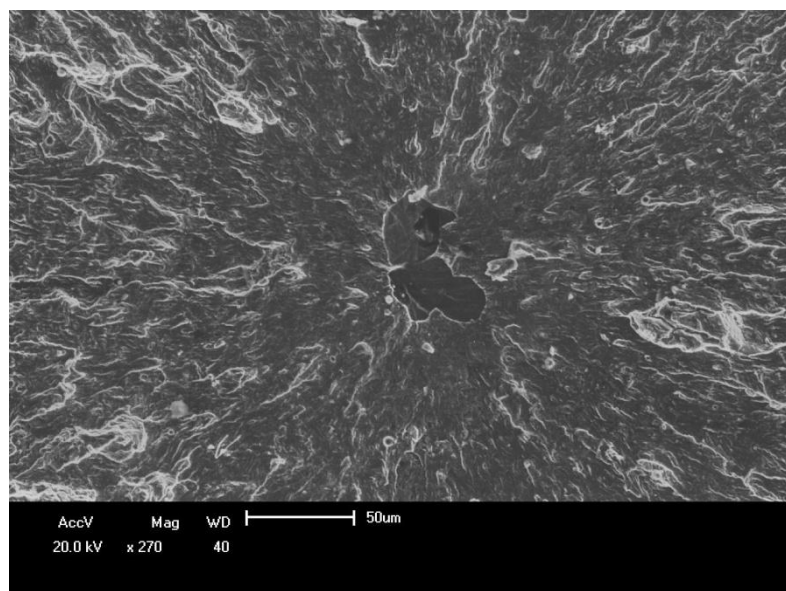


**Figura 4.18 – Macrografia da fratura na amostra 5 em aço AISI 8620.**

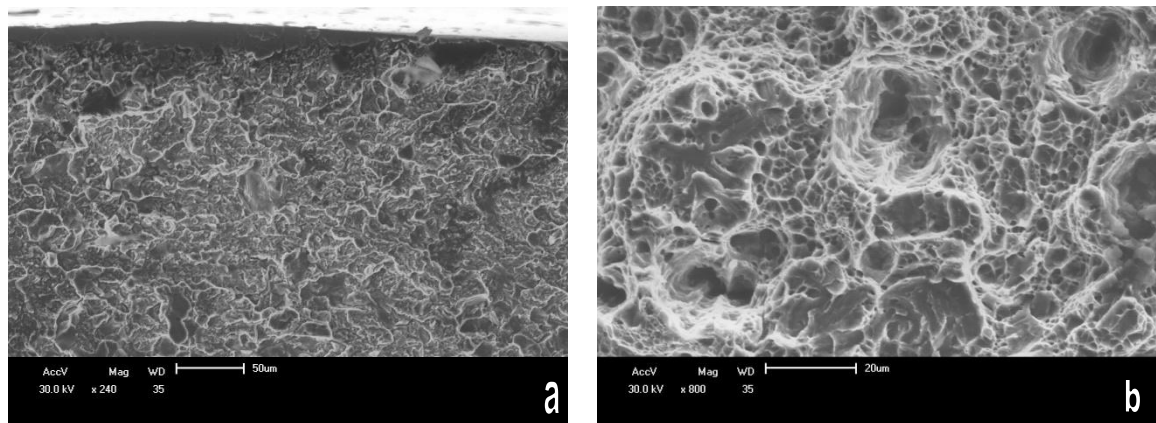


**Figura 4.19 – Macrografia da fratura na amostra 2 em aço AISI 8620.**

Nas microfractografias obtidos por MEV, como a exemplo da Figura 4.20, pode-se observar o local de origem subsuperficial da falha, contando com uma cavidade que provavelmente era local de uma inclusão (amostra 2). Todas as amostras da qualidade de aço AISI 8620 apresentaram na camada cementada uma característica de clivagem ou quase clivagem (Figura 4.21 (a)). Na região central, de núcleo, foi averiguada a presença extensa de coalescência de microcavidades em todas as amostras (Figura 4.21 (b)).

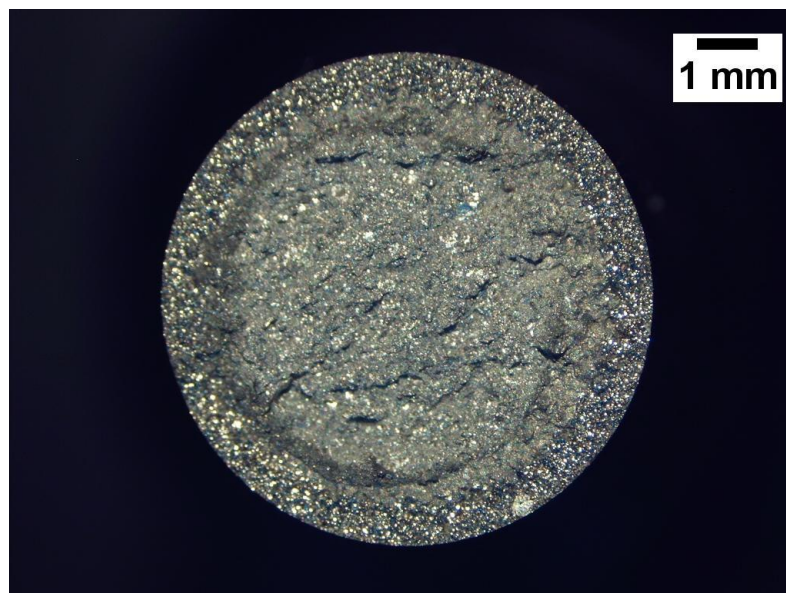


**Figura 4.20 – Fractografia em MEV mostrando origem subsuperficial da falha na amostra 2 em aço AISI 8620.**

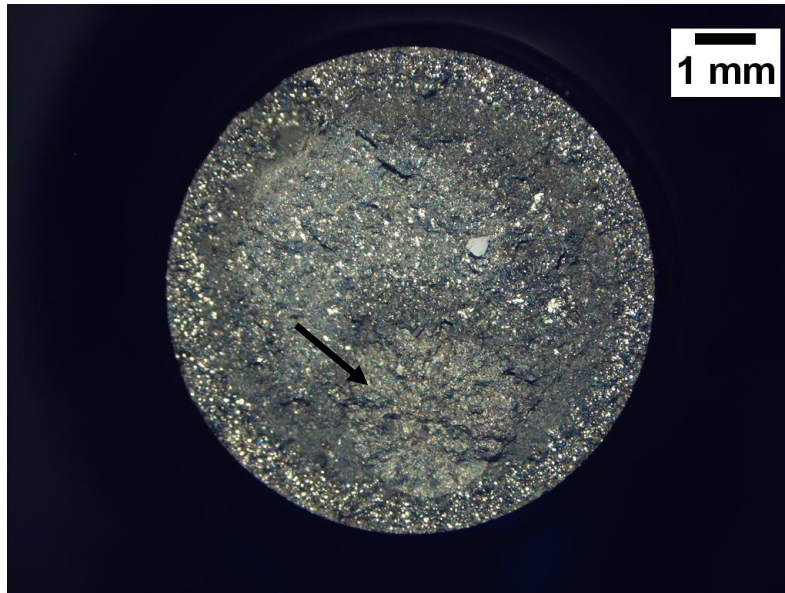


**Figura 4.21 – Fractografias em MEV mostrando superfícies de fratura das amostras em aço AISI 8620. À esquerda (a), misto de micromecanismo com facetas de clivagem ou quase clivagem na região de camada cementada. À direita (b), coalescência de microcavidades no núcleo da amostra.**

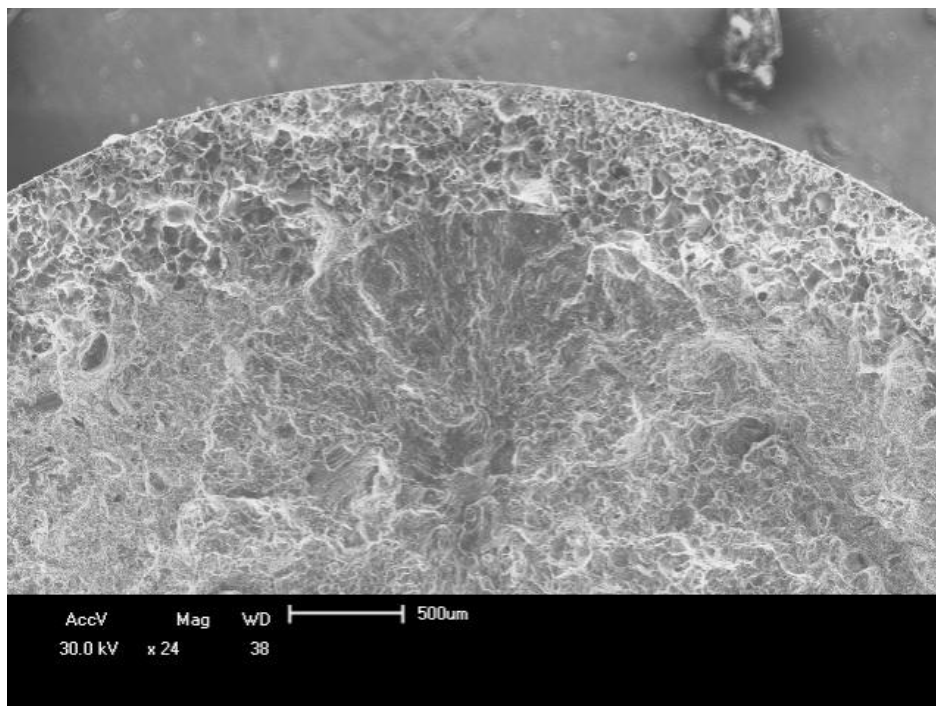
Para as amostras de aço AISI 1020, o fato de essa qualidade apresentar um tamanho de grão maior é visível na fratura, visto que esta apresenta uma aparência superficial irregular, conforme visto na Figura 4.22. Verificou-se uma clara região de iniciação subsuperficial de fadiga apenas na amostra 2, a qual pode ser vista na Figura 4.23. Nesse caso, pode-se apontar o início da falha. A origem desta falha pode ser visualizada em maior detalhe na fractografia via MEV mostrada na Figura 4.24. Em outras amostras de aço AISI 1020, não houve um local marcado como início de falha.



**Figura 4.22 – Macrografia da superfície de fratura típica de um aço AISI 1020 (amostra 3) cementado e temperado intensivamente.**

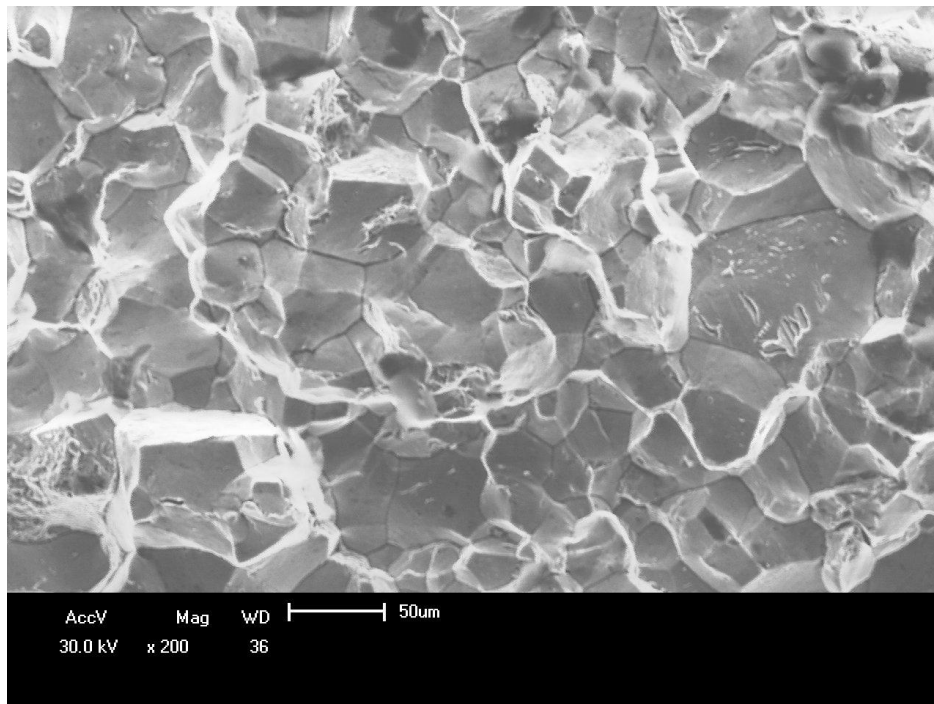


**Figura 4.23 – Macrografia apontando a origem subsuperficial referente ao aço AISI 1020, amostra 2.**

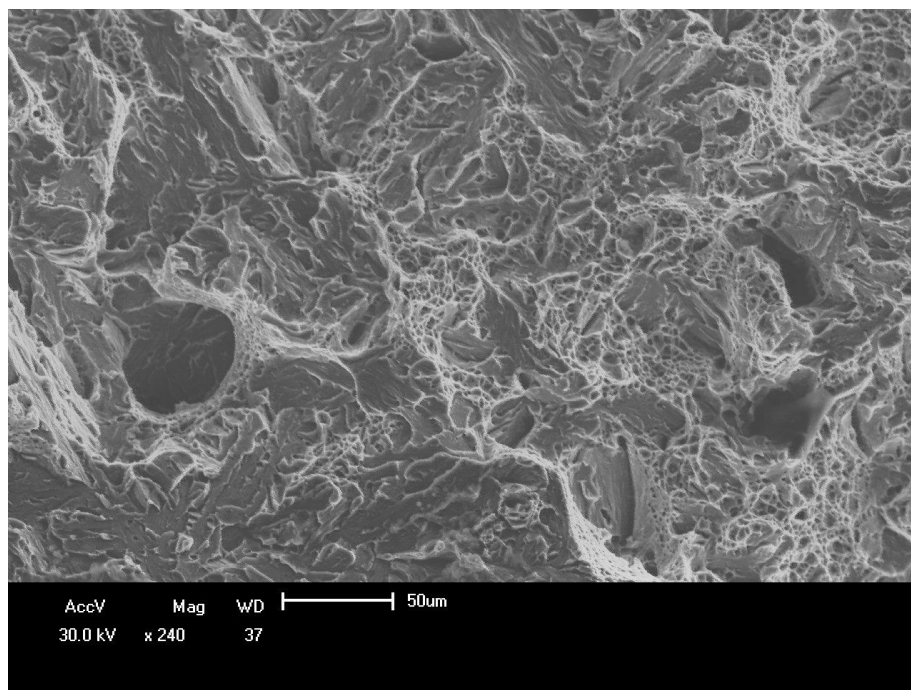


**Figura 4.24 – Fractografia em MEV da amostra 2, aço AISI 1020.**

Em todas as amostras, configurou-se uma camada cementada com característica unicamente intergranular, como pode ser visto na Figura 4.25. A região de núcleo apresentou-se como um misto de coalescência de microcavidades e clivagem ou quase-clivagem, como visualizado na Figura 4.26.



**Figura 4.25 – Fractografia em MEV da camada cementada do aço AISI 1020 da amostra 10, mostrando micromecanismo de fratura intergranular.**



**Figura 4.26 – Fractografia em MEV da região de núcleo do aço AISI 1020 da amostra 2, mostrando os micromecanismos mistos de quase-clivagem e coalescência de microcavidades.**



#### 4.6 *Síntese dos Resultados*

- A camada cementada, para todas as amostras, mostrou ser composta de martensita em placas de alto teor de carbono. O núcleo é composto por martensita em ripas de baixo teor de carbono com exceção das amostras em AISI 1020 temperadas convencionalmente, que apresentaram vários microconstituintes na transição camada-núcleo e uma mistura de martensita e ferrita acicular no núcleo.
- O tamanho de grão para amostras da qualidade de aço AISI 1020 é três vezes maior que para as amostras da qualidade de aço AISI 8620. Houve crescimento de grão para a qualidade AISI 1020 (ASTM 8 para ASTM 6), enquanto para a qualidade AISI 1020 o grão permaneceu inalterado (ASTM 10).
- Os perfis de microdureza para os aços AISI 1020 temperados intensivamente e AISI 8620 temperados convencionalmente foram similares. Contudo, na comparação entre as amostras de aço AISI 1020 temperado via convencional e do aço AISI 1020 temperado via intensiva, o perfil de microdureza na camada de alto carbono é similar. No entanto, o máximo possível de dureza é conseguido no núcleo para amostras tratadas intensivamente, o que não ocorre para amostras tratadas via convencional.
- O ensaio de tração para o aço AISI 8620 temperado de forma convencional apresentou melhor desempenho comparado com o aço AISI 1020 temperado intensivamente. No entanto, comparação entre o aço AISI 1020 temperado intensivamente e o aço AISI 1020 temperado convencionalmente mostrou que as amostras com têmpera intensiva apresentaram resistência mecânica superior.
- A curva de Wohler para as amostras de aço AISI 8620 com têmpera convencional apresentou desempenho superior à curva construída com amostras em aço AISI 1020 temperado intensivamente. O fato de que as amostras em aço AISI 1020 apresentaram tamanho de grão três vezes superior às amostras de aço AISI 8620, além da hipótese de que as tensões residuais compressivas na superfície não foram máximas, explica o motivo desse comportamento nos ensaios de fadiga.
- No local da fratura nas amostras em aço AISI 8620, há uma região periférica contando com micromecanismo de fratura com facetas de clivagem ou quase clivagem enquanto o núcleo apresenta coalescimento de microcavidades. Nas amostras de aço AISI 1020 cementado e temperado de forma intensiva, na periferia há micromecanismo de fratura intergranular e no núcleo da amostra fraturada apresentam-se os micromecanismos de coalescimento de microcavidades e alguns pontos com clivagem ou quase-clivagem.
- Para amostras de aço AISI 8620, com número de ciclos maior que  $10^5$ , normalmente é visto uma superfície de fratura com iniciação subsuperficial, contando que a origem dessa trinca provavelmente foi em uma ou mais inclusões. Em amostras de aço AISI 1020 temperadas intensivamente, há a presença de uma

superfície de falha muito rugosa e irregular. Não é claro o início da trinca para essas amostras.

## 5 CONCLUSÕES

- A têmpera intensiva apresenta grande potencial de utilização, aplicada a materiais menos nobres como o AISI 1020 tratado por cementação. No entanto, o presente estudo não pode ser conclusivo visto que a comparação foi efetuada com materiais de tamanho de grão muito distintos.
- Os aços ao carbono normalmente não contêm alumínio e titânio e para conseguir ótimos resultados, um tamanho de grão ASTM entre 6 e 8 é necessário. Nesse caso, a têmpera intensiva melhorou todas as propriedades frente ao aço AISI 1020 temperado de forma convencional. Entretanto, esses resultados também mostraram que a têmpera intensiva não consegue competir de forma efetiva com relação ao AISI 8620 que exibe uma estrutura de grão bem fina visto a sua composição química (0,03% Al, com formação de quantidade expressiva de nitretos de alumínio e ainda contando com elementos de liga como Ni e Mo) (22, 76, 77).
- A fim de se realizar uma possível substituição de aço cementado ligado com aço cementado ao carbono, duas condições devem ser seguidas:
  - 1) Altas tensões residuais compressivas na superfície do aço devem ser formadas.
  - 2) Material no núcleo das partes de aço deve apresentar microestrutura refinada (ASTM 10 – 11).
- De acordo com a patente russa #2158320, microestrutura refinada pode ser obtida se o aço contém alumínio (0,03% - 0,1%) e titânio (0,06% - 0,12%) (78). Ambos os fatos, tensões residuais compressivas e microestrutura refinada podem, em alguns casos, compensar a falta de elementos de liga no aço.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar curvas de Wohler com mais corpos de prova de modo a ter um entendimento maior da interação microestrutura e desempenho.
- Viabilizar estudo envolvendo mecânica da fratura e têmpera intensiva.
- Estudar como seria possível diminuir os ciclos de cementação com a utilização de têmpera intensiva.
- Realizar estudos com o mesmo tipo de material apenas modificando o tratamento térmico de têmpera a fim de avaliar o fenômeno da “superdureza”.
- Avaliar as tensões residuais em amostras que passaram por têmpera intensiva a fim de comprovar o fato de esses componentes assim tratados terem tensões residuais compressivas máximas.

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ASM Committee on Gas Carburizing. **Carburizing and Carbonitriding**. American Society for Metals, Metals Park, Ohio, EUA, 1977.
2. Kobasko, N. I., Aronov M. A., Powell, J. A., Canale, L. C. F., Totten, G. **Fundamentos Metalúrgicos e Levantamento dos Processos de Têmpera Intensiva**. 11º Congresso SAE, São Paulo, 2002.
3. Kobasko, N. I., Aronov M. A., Powell, J. A., Canale, L. C. F., Totten, G. **Metallurgy of the Intensive Quenching Process and Implications with Respect to Steel Properties**. Anais do 58º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, pp. 3362-3380, 2003.
4. Kobasko, N. I., Aronov M. A., Powell, J. A., Canale, L. C. F., Totten, G. **Intensive Quenching Process Classification and Applications**. Heat Treatment of Metals, pp. 51-58, 2004.
5. Kobasko, N. I., Aronov M. A., Powell, J. A., Canale, L. C. F., Totten, G. **Improved production of automotive parts by intensive quench processing**. La Metallurgia Italiana, pp. 1-10, 2006.
6. Przylecka, M., Gestwa, W., Kobasko, N. I., Aronov M. A., Powell, J. A., Totten, G. **Intensive Quenching – Carburizing Processes**. 12th International Scientific Conference – Achievements in Mechanical and Materials Engineering., pp. 749 – 754, 2003.
7. Pigott, V. C. **Iron Production in Prehistoric Europe**. J. Metals, Junho 1988.
8. Barella, S., Mapelli, C., Nicodemi, W.. **A Leap into the Beginning of the Metal Age: Recrystallization and Carburizing**. La Metallurgia Italiana, No. 4, pp. 9 – 16, 2008.
9. Doane, D. V. **Carburized Steel – Update on a Mature Composite**. J.Heat Treating, Vol. 8, No.1, pp. 33-53, 1990.
10. Krauss, G. **Steels: Heat Treatment and Processing Principles**. ASM International, Materials Park, Ohio, EUA, 1990.

11. Leslie, W. C. **The Physical Metallurgy of Steels**. McGraw-Hill Kogakusha, Ltd., Tokio, Japan, 1982.
12. **ASM Handbook, Heat Treating**, ASM International, v. 4, 1991.
13. Davis, J. R. **Surface Hardening of Steels: Understanding the Basics**. ASM International, Materials Park, Ohio, EUA, 2002.
14. Prasannan, P. C. **Carburization of steels – An overview**. Indian Journal of Engineering & Materials Sciences, Vol.1, pp. 221-228, Agosto 2004.
15. Karabelchtchikova, O. **Fundamentals of Mass Transfer in Gas Carburizing**. Tese de Doutorado, Worcester Polytechnic Institute, Novembro, 2007.
16. Holm, T. **Furnace Atmospheres No. 1** - AGA: Gas Carburizing and Carbonitriding.
17. Holm, T. **Furnace Atmospheres No. 1** - Linde Gas: Gas Carburizing and Carbonitriding.
18. Juvonen, P. **Effects of Non-metallic Inclusions of Fatigue Properties of Calcium Treated Steels**. Tese de Doutorado - Helsinki University of Technology - Espoo, 2004.
19. Reguly, A. **Iniciação e Propagação de Trincas por Fadiga em Aços Cementados e em Aços Temperados por Indução**. Dissertação de Mestrado, PPGE3M - UFRGS, Porto Alegre, 1994.
20. Leslie, W. **Inclusions and Mechanical Properties**. ISS Transactions, vol. 2, pp. 1-24, 1983.
21. Murakami Y., Usuki, H. **Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. Part II**. International Journal of Fatigue, 11, No 5, pp. 299-307, 1989.
22. Parrish, G. **Carburizing: Microstructures and Properties**. ASM International, Materials Park, Ohio, EUA, 1999.
23. Uhrus, L.O. **Through hardening steels for ball bearings - effects of inclusions on endurance**, Clean Steel, 77, Iron and Steel Institute, pp. 64 - 75, 1960.
24. Ovidiu, C. **Influence of Non-metallic Inclusions in Fatigue Life of a Metallic Structure**. Annals of the Oradea University, fascicle of Management and Technological Engineering, volume VI (XVI), pp. 102-107, 2007.
25. Murakami, Y., Kodama, S. Konuma, S. **Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. Part I**. International Journal of Fatigue, 11, No 5, pp. 291-298, 1989.

26. Duckworth, W.E., Ineson, E. **The effects of externally introduced alumina particles on the fatigue life of En24 steel.** Clean Steel 27, Iron and Steel Institutel, pp.87-103, 1963.
27. Chatterjee – Fischer, R. **Internal Oxidation During Carburizing and Heat Treating.** Metallurgical Transactions A, pp. 1553-1560, 1978.
28. Pacheco, J. L., Krauss, G. **Microstructure and High Bending Fatigue Strength in Carburized Steel.** Carburizing – Processing and Performance, ASM, pp. 227-237,1989.
29. Morris, J. W. Jr. **The influence of grain size on the mechanical properties of steel.** Information Bridge: DOE (Department of Energy) Scientific and Technical Information. 01 Maio 2001 < <http://www.osti.gov/bridge>>.
30. Kelly, P. M., Nutting, J. **Strengthening Mechanisms in Martensite,** MG/Conf/85/65, p. 166-170.
31. Hyde, R. S., Krauss, G., Matlock, D. K. **Phosphorus and Carbon Segregation: Effects on Fatigue and Fracture of Gas-Carburized Modified 4320 Steel.** Metallurgical and Materials Transactions, Volume 25A, Junho 1994, pp. 1229-1240.
32. Macherauch, E. **Das Ermüdungsverhalten Metallischer Werkstoffe.** Härt. – Tech. Mitt, vol. 22, No 2, pp. 103-115, 1967.
33. Apple, C. A., Krauss, G. **Microcracking and fatigue in a carburized steel.** Metallurgical Transactions, Volume 4, Maio, 1973, pp. 1195-1200.
34. Krauss, G. **The Microstructure and Fracture of Carburized Steel.** Metallurgical Transactions A, vol. 9, pp. 1527-1535, 1978.
35. Totten, G. E., Canale, L. C. F., Mesquita, R. A. **Failure Analysis of Heat Treated Components,** ASM International, 2008.
36. Ogata, H. T. S. **Determinação da Influência das Tensões Residuais nas Propriedades de Fadiga em Aço 8620 Processado com Diferentes Profundidades de Camada de Cementação.** Dissertação, PIPE - Universidade Federal do Paraná, 2004.
37. Ebert, L. J. **The role of residual stresses in the mechanical performance of carburized steel.** Metallurgical Transactions A, vol. 9, pp. 1527-1551, 1978.
38. Larson, J. A. **Retained Austenite and its Measurements by X-Ray Diffraction.** ABNT Technical Paper, SP-80-453, 1980.
39. Hu, Z. Z., Ma, M. L., Liu, Y.Q., Liu, J. H. **The effect of austenite on low cycle fatigue in three-phase steel.** International Journal of Fatigue, Vol. 19, Nos 8-9, pp. 641-646, 1997.

40. Kim, H., Kweon, Y. **High Cycle Fatigue Behavior of Gas-Carburized Medium Carbon Cr-Mo Steel.** Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 27A, pp. 2557-2564, 1996.
41. Asi, O., Can, A. Ç., Pineault, J., Belassel, M. **The relationship between case depth and bending fatigue strength of gas carburized SAE 8620 steel.** Surface and Coatings Technology, 201, pp. 5979-5987, 2007.
42. Panhans, M. A., Fournelle, R. A. **High Cycle Fatigue of AISI E9310 Carburized Steel with Two Different Levels of Surface Retained Austenite and Surface Residual Stress.** Journal of Heat Treating, Volume 2, Number 1, pp 54-61, 1981.
43. Richman, R. H., Landgraf, R. W. **Some Effects of Retained Austenite on the Fatigue Resistance of Carburized Steel.** Metallurgical Transactions A, vol. 6, pp. 955-964, 1975.
44. Canale, L. F. et al. **Influence of retained austenite on short fatigue crack growth and wear resistance of case carburized steel.** Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 8 (5), pp. 543-548, 1999.
45. Zaccone, M. A., Kelley, J. B., Krauss, G. **Strain Hardening and Fatigue of Simulated Case Microstructures in Carburized Steel.** Carburizing – Processing and Performance, ASM, pp. 249-266, 1989.
46. Brandis, H., Schmidt, W. **Contribution of the Effects of Retained Austenite on the Measured Properties of Case-Hardened Steels.** Case Hardened Steels: Microstructural and Residual Stress Effects, TSM/AIME, pp. 189-210, 1984.
47. Chiaverini, V. **Aços e Ferros Fundidos, 7ª edição,** Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, São Paulo, Brasil, 2002.
48. Kobasko, N. I., Aronov M. A., Powell, J. A., Canale, L. C. F., Totten, G., Merheb, E., Vendramin, J. C. **Intensive Quenching to Reduce the Carburizing Cycle for Automotive Cross Production.**
49. Kimura, R., Sekiya, Y., Naito, T., Kobasko, N. I., Aronov M. A., Powell, J. A. **Intensive Quenching Method.** Journal of Japan Society for Heat Treatment, Volume 49, No. 1, pp. 1-7, 2009.
50. Totten, George. **Steel Heat Treatment Handbook 2nd.** CRC Press, Novembro, 2006.
51. IQ Technologies. **IntensiQuench Process Theory and Applications,** 2002.
52. Kobasko, N. I., Aronov, M. A., Powell, J. A., Canale, L. C. F., Totten, G. **Têmpera Intensiva: Levantamento Histórico de um Processo Usualmente Desconhecido.** 11º Congresso SAE, São Paulo, 2002.



53. Freborg, A. M., Ferguson, B. L., Aronov, M. A., Kobasko, N. I., Powell, J. A. **Intensive Quenching Theory and Application for Imparting High Residual Surface Compressive Stresses in Pressure Vessel Components.** Transactions of the ASME, Vol. 125, pp. 188-19.
54. Canale, L. C. F., Kobasko, N. I., Totten, G. E. **Intensive quenching Part 1 – What is it?** International Heat Treatment and Surface Engineering, vol. 1, no. 1, pp. 30-33, 2007.
55. Kobasko, N. I. **Steel Superstrengthening Phenomenon.** Journal of ASTM International, Vol. 2, No. 2, pp. 1-13, 2005.
56. Kobasko, N. I. **Steel Superstrengthening Phenomenon, Part I.** Int. J. Materials and Product Technology, Vol. 24, No. 1-4, pp. 361-374, 2005.
57. Totten, G. E., Kobasko, N.I., Aronov, M. A., Powell, J., Ashral, B. **History of Intensive Quenching**, disponível em <http://www.quenchtek.com>, acessado em 23 de julho de 2011.
58. Kern, R. F. **Intensive Quenching.** Heat Treating, pp. 19-23, Setembro 1986.
59. Kobasko, N. I., Aronov M. A., Powell, J. A. **Application of Intensive Quenching Methods for Steel Parts.** Proceedings of 20th ASM Heat Treating Conference. St. Louse, Missouri, 2000.
60. Kobasko, N. I., Canale, L. C. F., Totten, G. **Intensive Quenching for Improved Hardness, Fatigue and Residual Stress Properties.** 7th Tooling Conference. pp. 225-239.
61. Incropera, F. F., DeWitt, D. P. **Fundamentos de Transferência de Calor e de Massa**, Editora LTC, Quinta Edição, 2002.
62. Liscic, B., Tensi, H. M., Canale, L. C. F., Totten, G. E. **Quenching Theory and Technology, Second Edition**, CRC Press, 2010.
63. IQ Technologies Inc. CD-ROM. **Intensive Quenching Presentation Version 1.3**, 2007.
64. Stephens, R. I., Fatemi, A., Stephens, R. R., Fuchs, H. O. **Metal Fatigue in Engineering**, 2nd Edition, John Wiley & Sons, Inc., Canada, 2001.
65. Dieter, G. E. **Metalurgia Mecânica**, 2a Edição, Editora Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1986.
66. Callister, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**, 5ª Edição, Editora LTC, Rio de Janeiro, 2002.
67. Dowling, N. E. **Mechanical Behavior of Materials - Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue**, Third Editon, Pearson Prentice Hall, 2007.

68. Meyers, M. A., Chawla, K. K. **Mechanical Behavior of Materials**, Prentice Hall, 1999.
69. Hertzberg, R. W. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**, Fourth Edition, John Wiley and Sons, 1996.
70. Wulpi, D. J. **Understanding How Components Fail**. American Society of Metals, 1985.
71. Genel, K., Demirkol, M. **Effect of case depth on fatigue performance of AISI 8620 carburized steel**. International Journal of Fatigue, 21, pp. 207-212, 1999.
72. Farfán, S., Rubio-González, C., Cervantes-Hernández, T., Mesmacque, G. **High cycle fatigue, low cycle fatigue and failure modes of a carburized steel**. International Journal of Fatigue, 26, pp. 673-678, 2004.
73. Yin, F., Fatemi, A. **Fatigue behaviour and life predictions of case-hardened steels**. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 32, pp. 197-214, 2009.
74. Landgraf, R. W., Richman, R. H. **Fatigue Behavior of Carburized Steel. Fatigue of Composite Materials**. ASTM STP 569, pp. 130-144, 1975.
75. Lazaridis, N., Worzala, F. J., Sandor, B. I. **Fractography of Fatigue Fractures in Carburized Steel**. Materials Science and Engineering, 30, pp. 23-31, 1977.
76. Boris, K. O., Shepelyakovskii, K. Z. **New Steels and Methods for Induction Hardening of Bearing Rings and Rollers**. Bearing Steels: Into the 21st Century, *ASTM STP 1327*, pp 307-320, 1998.
77. Kobasko, N. **Limited – Hardenability Steels and New Heat Treating Technologies**, Material Science & Technology 2007 Conference and Exhibition (MS&T'07), Sept. 16 – 20, COBO Center, Detroit, Michigan, pp. 471–480, 2007.
78. Russian Patent No. 2158320, **Construction Steel of Low Hardenability**, Application No. 99125102, Filed on Nov. 29, 1999.